

공학박사 학위논문

유한요소법을 이용한 열간 형단조  
Nimonic 80A의 미세조직 변화 예측

**FEM Prediction of Microstructure Evolution in Close Die  
Hot-Forged Nimonic 80A**

지도교수 조 종 래

2005년 2월

한국해양대학교 대학원

기계공학과

정 호 승

# 정호승의 공학박사 학위논문을 인준함

2004년 12월 23일

위원장 왕 지 석 ㉠

위 원 정 재 현 ㉠

위 원 이 성 열 ㉠

위 원 최 일 동 ㉠

위 원 조 종 래 ㉠

# 목 차

Abstract .....	i
기호 설명 .....	iii
List of Tables and Photographs .....	v
List of Figures .....	vii
1. 서론 .....	1
1.1 연구 배경 .....	1
1.2 연구 동향 .....	2
1.3 연구 내용 및 목적 .....	5
2. 이론적 배경 .....	8
2.1 미세조직 변화 현상 .....	8
2.1.1 동적 회복 .....	9
2.1.2 동적 재결정 .....	9
2.1.3 정적 재결정 .....	10
2.1.4 입자 성장 .....	11
2.2 Nimonic 80A의 특성 .....	13
2.2.1 Nimonic 80A의 기계적 특성 .....	13
2.2.2 Nimonic 80A의 관련 상태도 .....	15
2.2.3 Nimonic 80A의 강화기구 .....	18
2.3 강점소성 유한요소법의 기본방정식 .....	26
2.4 열전달 유한요소법의 기본방정식 .....	29

3. Nimonic 80A의 미세조직 변화 고찰 .....	32
3.1 기초 실험 .....	32
3.2 구성식 정량화 .....	34
3.3 고온 유동곡선 모델링 .....	38
3.4 동적 재결정 및 입자 성장 모델링 .....	42
4. Nimonic 80A의 열간 형단조 해석 .....	56
4.1 시뮬레이션 방법 .....	56
4.2 사상 방법 .....	59
4.3 고온 압축 실험 및 시뮬레이션 .....	63
4.4 실제품 실험 및 공정 시뮬레이션 .....	73
4.4.1 실제품 제작 공정 및 품질 분석 .....	75
4.4.2 배기밸브(60MC)의 자유낙하 해머 형단조 및 시뮬레이션 .....	78
4.4.3 배기밸브(60MC)의 유압 형단조 및 시뮬레이션 .....	92
4.5 배기밸브 형단조 공정 최적화 .....	104
4.5.1 배기밸브(90MC)의 유압 프레스 형단조 및 시뮬레이션 .....	104
4.5.2 배기밸브(90MC) 형단조 최적화 공정 시뮬레이션 .....	116
5. 결론 .....	123
참고문헌 .....	125

# FEM Prediction of Microstructure Evolution in Close Die Hot-Forged Nimonic 80A

Ho-Seung Jeong

Department of Mechanical Engineering, Graduate School,  
Korea Maritime University

## Abstract

The nickel-based alloy Nimonic 80A possesses strength, and corrosion, creep and oxidation resistance at high temperature. These products are used for aerospace, marine engineering and power generation, etc. Marine diesel engines can be classified into low speed (70-200rpm) two-cycle engines and middle speed (200-800rpm) four-cycle engines. The exhaust valves of low speed diesel engines are usually operated to the environments of high temperature(400-600°C), high pressure to enhance thermal efficiency and exposed to the corrosion atmosphere by the exhaust gas. Also, the exhaust valve is subjected to repeated thermal and mechanical loads.

The microstructure evolution during hot forging process is composed of dynamic recrystallization during deformation as well as grain growth during dwell time. The control of hot forging parameters such as strain, strain rate, temperature and holding time is important because the microstructure change in hot working affects the mechanical properties.

The dynamic recrystallization has been studied in the temperature range of 950-1250°C and strain rate range of 0.05-5/sec using hot compression tests. The

grain growth has been studied in the temperature range of 950-1250°C and strain rates of 0.05, 5/sec, holding times of 5, 10, 100, 600sec using hot compression tests. Modeling equations are developed to represent the flow curve and recrystallized grain size, recrystallized volume fraction and grain growth phenomena by various tests. Parameters of modeling equation are expressed as a function of the Zener-Hollomon parameter. The modeling equation for grain growth is expressed as a function of initial grain size and holding time.

Flow curve, dynamic recrystallized grain size and grain growth are expressed by the following equation.

$$(1) \sigma = \sigma_p [1 - \exp(-C\epsilon)]^m - (\sigma_p - \sigma_s) [1 - \exp(-k(\frac{\epsilon - \alpha\epsilon_p}{\epsilon_p})^m)] ,$$

$$\sigma_p = 185.0 \left(\frac{Z}{A}\right)^{0.17}, \epsilon_p = 0.199 \left(\frac{Z}{A}\right)^{0.0657}$$

$$(2) D_{dyn} = 1.2 \times 10^7 \dot{\epsilon}^{-0.08} D_o \left[ \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{-0.36}$$

$$(3) D^2 = D_0^2 + 1.4 \times 10^{17} t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

The developed modeling equations were combined with thermo-viscoplastic finite element modeling to predict the microstructure change evolution during hot forging process. The predicted grain size in FE simulation is compared with results obtained in field product. In order to obtain a fine and homogeneous microstructure and good mechanical properties in forging, the FEM would become a useful tool in the simulation of the microstructure development.

To obtain the fine grain microstructure in forging, appropriate temperature, strain and strain rate and rapid cooling are required. The optimal forging temperature and effective strain range of Nimonic 80A for large exhaust valve are about 1080-1120°C and 150-200%.

## 기호 설명

$\sigma'_{ij}$	: 편차 응력텐서(deviatoric stress tensor)
$\bar{\sigma}$	: 유효 응력(effective stress)
$\dot{\epsilon}$	: 유효 변형률 속도(effective strain rate)
$\mathbf{n}$	: 단위 법선벡터
$T_i$	: 표면력
$S_f, S_v$	: 표면력 및 속도가 규정된 면
$m^*$	: 마찰 상수
$k$	: 유동응력에 상응하는 전단응력( $\bar{\sigma} / \sqrt{3}$ , MPa)
$\mathbf{t}$	: 소재와 금형의 접촉부에서 접선 방향 벡터
$v_s$	: 소재와 금형의 상대 속도(mm/sec)
$v_D$	: 금형의 속도(mm/sec)
$\delta\pi$	: 범함수의 변분
$K_p$	: 벌칙 함수(penalty function)
$\mathbf{v}$	: 절점에서의 속도 벡터
$\Delta v$	: 절점 속도 보정
$K_1$	: 열전도 계수(thermal conductivity, N/sec $^{\circ}$ C)
$k^*$	: 변형에 대한 온도 변환율
$\rho, c$	: 밀도(kg/mm $^3$ ) 및 비열(J/kg $^{\circ}$ C)
$h$	: 대류 열전달 계수(N/mm sec $^{\circ}$ C)
$\sigma^*$	: Stefan-Boltzmann 상수( $5.67 \times 10^{-14}$ W/mm $^2$ K $^4$ )
$\epsilon^*$	: 복사율(emissivity)

$T_a$	: 소재 주위 온도(°C)
$h_{lub}$	: 윤활 열전달 계수(N/mm sec °C)
$T_d$	: 금형 표면 온도(°C)
$T_w$	: 소재 표면 온도(°C)
$Q$	: 활성화 에너지(activation energy, J/mol)
$R$	: 기체 상수(gas constant, 8.314J/molK)
$Z$	: Zener-Hollomen parameter
$\sigma_p$	: 최대 응력(MPa)
$\sigma_s$	: 정상상태 응력(MPa)
$\epsilon_p$	: 최대 응력일 때의 변형률
$D_{dyn}$	: 동적 재결정 크기( $\mu m$ )
$\bar{D}_{dyn}$	: 동적 재결정 평균 입자 크기( $\mu m$ )
$\bar{D}_m$	: 평균 입자 크기( $\mu m$ )
$D_o$	: 초기 입자 크기( $\mu m$ )
$\epsilon_{0.5}$	: 50% 동적 재결정이 발생하는 변형률
$X_{dyn}$	: 동적 재결정 분율
$t$	: 시간(sec)
$\Delta t$	: 시간 증분(sec)
$N_i$	: 요소 형상 함수
$C_j$	: 요소 값



## List of Tables and Photographs

### Tables

Table 1 Chemical composition of Nimonic 80A

Table 2 Experiment conditions of hot compression

Table 3 Equation of critical or peak strain

Table 4 Equation of grain size or fraction in dynamic recrystallization

Table 5 Equation of grain growth in recrystallization

Table 6 Experiment conditions of hot compression

Table 7 Comparison of exhaust valve forging conditions

Table 8 Chemical composition specification

Table 9 Quality specification of exhaust valve

Table 10 Results of chemical composition(wt.%)

Table 11 Results of impact test(Joule)

Table 12 Results of vickers hardness test

Table 13 Results of tensile test

Table 14 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (60MC valve, drop hammer forging)

Table 15 Thermal conductivity and heat capacity of Nimonic 80A

Table 16 Thermal conductivity and heat capacity of AISI-H-26

Table 17 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (60MC valve, hydraulic press forging)

Table 18 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (90MC valve, hydraulic press forging)

Table 19 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (90MC valve, hydraulic press forging)

## Photographs

Photo 1 Microstructures of hot compressed specimen at 1100°C in various strain rate

Photo 2 Microstructures of hot compressed specimen at 1150°C in various strain rate

Photo 3 Microstructures of hot compressed specimen at 1250°C in various strain rate

Photo 4 Microstructure in growth during the holding period at  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$  and 1100°C

Photo 5 Microstructure in growth during the holding period at  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$  and 1150°C

Photo 6 Microstructure in growth during the holding period at  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$  and 1250°C

Photo 7 Microstructures of hot compressed specimen in various positions (1100°C,  $v=6\text{mm/sec}$ )

Photo 8 Microstructures of hot compressed specimen in various positions (1200°C,  $v=10\text{mm/sec}$ )

Photo 9 Photography of 60MC exhaust valve head part (by drop hammer)

Photo 10 Microstructure of 60MC exhaust valve head part (by drop hammer)

Photo 11 Photography of 60MC exhaust valve head part (by hydraulic press)

Photo 12 Microstructure of 60MC exhaust valve head part (by hydraulic press)

Photo 13 Photography of 90MC exhaust valve head part (by hydraulic press)

Photo 14 Microstructure of 90MC exhaust valve head part (by hydraulic press)

## List of Figures

- Fig. 1 Schematics of recrystallization structure change
- Fig. 2 Flow stress curves in hot forming
- Fig. 3 Tensile properties of Nimonic 80A extruded bar, heat treated 8h/1080°C air cooling, 16h/700°C air cooling
- Fig. 4 Creep properties of Nimonic 80A extruded bar, heat treated 8h/1080°C air cooling, 16h/700°C air cooling
- Fig. 5 The nickel-chromium phase diagram
- Fig. 6 The nickel-titanium phase diagram
- Fig. 7 The nickel-aluminium phase diagram
- Fig. 8 The nickel-chromium-aluminium-titanium phase diagram at 750°C
- Fig. 9 Change in room-temperature yield strength as a function of unit change in lattice parameter caused by various solid-solution strengthening additions
- Fig. 10 The effect of chromium on the oxidation rate constant of nickel-chromium alloys
- Fig. 11 Variation in the grain size of Nimonic 80A with solution temperature
- Fig. 12 Volume fraction of  $\gamma'$  precipitate as a function of total hardening addition in a nickel-20% chromium base
- Fig. 13 The relationship between volume percent of  $\gamma'$  and the stress-rupture strength for a range of nickel-base superalloys
- Fig. 14 Experimental relationship between  $\gamma'$  particle size and alloy strength in a nickel-20% chromium base alloy
- Fig. 15 Growth curves of  $\gamma'$  particles in Nimonic 80A solution treated 8h/1080°C, air cooling
- Fig. 16 Effect of ageing time and temperature on the hardness of Nimonic 80A solution treated 8h/1150°C, water quenching

- Fig. 17 Effect of precipitation temperature on creep curves of Nimonic 80A at 263MPa at 750°C
- Fig. 18 Carbide reaction curves for Nimonic 80A after various initial heat -treatments (a) 8h/1080°C, air cooling (b) 8h/1080°C, water quenching (c) 2h/1200°C, air cooling (d) 8h/1080°C, air cooling + 24h/850°C, air cooling
- Fig. 19 Diagram of experiment method
- Fig. 20 Stress vs strain rate at various temperature by hyperbolic law
- Fig. 21  $\sinh(\alpha\sigma)$  vs temperature at various strain rate
- Fig. 22 Dependence of  $\sinh(\alpha\sigma)$  on Zener-Hollomon parameter
- Fig. 23 The relationship between experimental and predicted high temperature flow curves of Nimonic 80A in various strain rate and temperatures
- Fig. 24 Recrystallized volume fraction curves calculated in accordance with the model of Nimonic 80A in various temperatures(Initial grain size: 200 $\mu\text{m}$ ,  $\dot{\epsilon}=1.0/\text{sec}$ )
- Fig. 25 The relationship between experimental and predicted dynamic recrystallized grain size of Nimonic 80A
- Fig. 26 The relationship between experimental and predicted grain growth during the holding period of Nimonic 80A
- Fig. 27 Flow chart for microstructure simulation
- Fig. 28 Distribution of recrystallized grain size before and after remeshing
- Fig. 29 Distribution of recrystallized volume fraction before and after remeshing
- Fig. 30 Inspection positions at the section of compressed specimen
- Fig. 31 FE simulation results after 46% reduction (1100°C,  $v=6\text{mm/sec}$ )
- Fig. 32 FE simulation results after 46% reduction (1200°C,  $v=10\text{mm/sec}$ )
- Fig. 33 Schematic of 60MC exhaust valve dimension
- Fig. 34 Schematic of 90MC exhaust valve dimension

- Fig. 35 Initial mesh shape for the simulation (60MC valve, hammer forging)
- Fig. 36 FE simulation results of 60MC exhaust valve forging using drop hammer
- Fig. 37 Inspection positions at the section of exhaust valve head (60MC)
- Fig. 38 Simulation result of 60MC valve multi forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 3sec holding, Stage 3: forging, Stage 4: 120sec air cooling)
- Fig. 39 Initial mesh shape for the simulation (60MC valve, hydraulic press forging)
- Fig. 40 FE simulation results of 60MC exhaust valve forging using hydraulic press
- Fig. 41 Inspection positions at the section of exhaust valve head (60MC valve)
- Fig. 42 Simulation result of 60MC valve single forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 180sec air cooling)
- Fig. 43 Initial finite element shape for the simulation (90MC valve, hydraulic press forging)
- Fig. 44 FE simulation results of 90MC exhaust valve forging using hydraulic press
- Fig. 45 Inspection positions at the section of exhaust valve head (90MC valve)
- Fig. 46 FE simulation results of 90MC valve single forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 300sec air cooling)
- Fig. 47 Initial finite element shape for the simulation (90MC valve, hydraulic press forging)
- Fig. 48 Inspection positions at the section of exhaust valve head (90MC)
- Fig. 49 FE simulation results of 90MC exhaust valve forging using hydraulic press
- Fig. 50 FE simulation results of 90MC valve single forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 300sec air cooling)

# 1. 서론

## 1.1 연구 배경

선박용 디젤엔진은 2행정 저속(70-200rpm)과 4행정 중속(200-800rpm)으로 구분된다. 특히, 대형 저속 디젤엔진 배기밸브는 400-600℃의 고온, 고압 환경에서 작용하며 배기가스에 의한 부식에 노출되어 있다. 특히 황(S)은 수증기와 반응하여 황산( $H_2SO_4$ )를 만들어 부식을 촉진시키며 바나듐(V)은 바나듐산화물을 형성하여 금속에 달라붙어 급속히 금속을 침식시킨다. 또한 배기밸브는 열적, 기계적 반복하중을 수반하고 있으며 요구되는 운전수명은 18,000-24,000 시간 범위 내에서 관리가 된다.

이런 가혹한 고온, 고압과 산화성 분위기에서 사용되기 때문에 운전 조건 및 수명을 만족하기 위해 대형 저속 배기밸브의 소재로 Nimonic 80A를 사용하고 있다. 니켈을 기초로 한 초내열합금 Nimonic 80A는 고온에서 우수한 기계적 특성과 내식성, 내산화 특성을 지니고 있고 항공, 조선, 핵발전소 등의 부품으로 널리 사용되고 있으며 초합금 Inconel 718에 비해 고온에서 기계적 특성과 내산화성이 우수하다.

대형 저속 배기밸브는 단조와 주조에 의해 제품을 만들 수 있지만 주조품은 조직내부의 불순물과 기공 때문에 단조품에 비해서 기계적 특성이 저하된다. 따라서 기계적 특성을 고려하여 열간 단조방법으로 제품을 만들고 있다. 열간 가공 동안 소재의 미세조직은 동적 회복(dynamic recovery), 동적 재결정(dynamic recrystallization)에 의한 동적 연화(dynamic softening) 현상과 가공 후 정적 재결정과 입자 성장(grain growth)에 의해 변화가 발생한다. 이러한 미세조직 변화는 기계적 특성에 영향을 미치며 열간 가공에 있어서 공정변수인 온도(temperature), 변형률 속도(strain rate), 변형률(strain) 등이 적절히 사용되지 못하면 금속조직이 불균일하게 되어 균일한 입자를 얻을 수 없다. 따라서

이러한 공정변수들의 최적 제어가 가능하다면 균일하고 미세한 미세조직을 얻을 수 있고 기계적 특성을 향상시킬 수 있다. 즉, 열간 단조공정에서 공정변수를 제어하여 균일하고 미세한 조직을 만들어 기계적 특성을 향상시키려는 연구가 많이 진행되고 있는 실정이다.

Nimonic 80A는 국내에서 생산이 되질 않아 전량 수입에 의존하며 가격이 고가이며 난삭재이므로 제품 가공에 있어서 시간과 소재의 손실을 최대한 줄일 필요가 있다. 또한 고온에서 일반 탄소강보다 유동응력이 크고, 단조 온도 구간이 좁으므로 일반 탄소강보다 제조하기가 어렵다. 따라서 열간 변형 동안 공정변수들을 제어하여 제품의 전 영역에 걸쳐 균일하고 미세한 조직을 얻을 수 있고 최대한 제품 형상에 가까운 정형(net shape)으로 성형할 수 있으면 제품 제작에 있어서 시간과 소재의 손실을 최대한 줄일 수 있으므로 경제적으로나 시간적으로도 많은 이익을 얻을 수 있고 품질이 우수한 제품을 만들 수 있다.

Nimonic 80A 소재 제품을 열간 성형공정 동안 미세조직 변화를 연구하는 방법중에서 실제품 실험에 의한 연구가 있지만 많은 시간과 비용이 소요된다. 그러므로 Nimonic 80A에 대한 기초 실험을 통해 열간 성형 공정변수들이 미세조직 변화에 미치는 영향을 정량적으로 규명하고 이것을 수치해석방법과 접목을 하면 보다 간단하고 효과적인 연구방법이 된다.

일반적으로 최적의 공정변수 값들을 찾기 위해서는 수치해석적인 방법이 가장 효율적이며 기계적 성질 및 미세조직 변화를 예측하는 방법으로 열점소성 유한요소법을 적용할 수 있다. 한편 열점소성 유한요소법은 재료의 변형 및 열전달을 기본변수로 한다. 따라서 열간 가공 공정변수들과 미세조직과의 상관관계를 파악하기 위해 재료의 변형과 열전달을 기본변수로 하는 열점소성 유한요소법의 활용이 요구되고 있다.

## 1.2 연구 동향

열간 소성가공이란 재결정 온도 이상에서 소성변형을 일으켜 제품을 만드는 것을 말한다. 고온에서 많은 변형이 가해지면 재료 내부에서는 미세조직 변화가 일어난다. 이러한 현상들에 대하여 많은 연구자들이 연구하여 왔으며 미세조직의 정적, 동적상태에서의 미세조직 변화 및 입자 성장 등에 대하여 현상학적 수식화가 제시되어 왔으며 더구나 제품 형상과 위치에 따라 변화될 수 있는 조건도 고려할 수 있는 유한요소법에 미세조직 변화에 관한 수식화를 적용함에 의해 미세조직을 보다 쉽게 예측하고 또한 여러 공정변수를 시뮬레이션에 적용하여 기계적 특성을 향상시킬 수 있는 많은 연구가 이루어지고 있다.

Sellars등<sup>(1-4)</sup>은 열간 압연공정 동안 탄소강의 재결정 및 입자 성장을 온도와 변형률 속도, 시간의 함수로 모델링하였다. Laasaoui등<sup>(5)</sup>은 Nb-B강의 고온 변형동안 동적 재결정에 의한 유동응력 변화 현상을 예측하였고 Rao등<sup>(6)</sup>은 강의 고온 압축실험을 통해서 미세조직 변화 현상과 구성관계식에 대한 연구를 하였고, Medina등<sup>(7-10)</sup>은 저합금강의 여러 성분들이 고온변형에 미치는 영향에 대하여 연구하였고, 고온의 유동곡선과 동적 재결정의 수학적 모델링을 하였다.

Barraclough<sup>(11-12)</sup>는 304 스테인리스강의 열간 성형공정 이후의 정적 재결정에 의한 유동응력과 경도의 변화 영향을 제시하였으며 Towle<sup>(13)</sup>는 오스테나이트 스테인리스강인 304, 316에 대하여 열간 압연 후 정적 재결정 거동의 차이를 비교 분석하였다. Ryan<sup>(14)</sup>은 동적연화기구인 동적 회복과 동적 재결정 양상을 제시하였고 Kim등<sup>(15)</sup>은 열간 압연동안 스테인리스강의 동적 재결정 거동과 제어조건을 연구하였다. Venugopal등<sup>(16-17)</sup>은 여러 가지 온도 조건과 변형률 조건을 달리 하여 304 스테인리스강의 열간 성형성을 최적화하는 방안을 제시하였으며 가공 후의 기계적인 특성에 영향을 미치는 입자의 크기에 대한 영향의 모델도 제시하였다. Zhao등<sup>(18)</sup>은 HY-100 강재의 유동거동과 동적 재결정의 임계 변형률과 재결정 크기에 대해 수학적 모델링을 하였고, Sun등<sup>(19)</sup>은 탄소강의 정적과 준동적 재결정을 열간 압연동안 시간과 변형률 속도, 온도, 변형률에 대해 각각



비교하였고 Han등<sup>(20)</sup>은 SCM 440 강재의 정적, 준동적 재결정의 연화 현상에 대해 수학적 모델링을 제시하였으며 Tamura<sup>(21)</sup>는 열간 공정 동안 동적, 정적 재결정, 입자 성장과 상변태 변화에 대한 기초 연구를 하였다.

Peitrzyk등<sup>(22)</sup>은 열간압연 다단 공정 동안 동적 재결정과 입자 성장 현상을 유한요소법에 의해 예측된 입자 크기와 실험 결과를 비교하였고 McQueen<sup>(23)</sup>은 금속 성형 과정을 미세조직 변화와 연관하여 설명하고 시뮬레이션을 통해 미세조직을 예측하였다. Martine<sup>(24)</sup>은 입자 성장과 재결정에 대해 시뮬레이션을 하였고 Kwak등<sup>(25)</sup>은 탄소강에 대한 미세조직 변화 현상을 모델링을 제시하였고 Sellar등<sup>(3-4)</sup>에 의해 제안된 탄소강 모델식과 비교하였으며 기어 블랭크 단조 공정에 적용시켜 해석을 수행하였다.

Cho등<sup>(26)</sup>은 연속적으로 변형을 받게 되는 열간 연속압연에 있어서 발생하는 재료의 정적 재결정과 입자 성장에 대해서 스탠드 사이의 거리와 이송시간을 고려해서 시뮬레이션을 수행하였다. Cho등<sup>(27-28)</sup>은 유한요소법을 이용하여 Al-5wt%Mg 합금과 스테인리스 304의 동적 재결정에 대한 미세조직 변화 현상을 수학적 모델링하고 유한요소법에 적용하여 실험과 비교하여 타당성을 검토하였다. Jeong등<sup>(29)</sup>은 금형강의 동적, 정적 재결정, 입자 성장에 대해 미세조직 변화에 대한 수학적 모델링을 유한요소법에 적용하여 열간 다단 공정 동안 미세조직 변화를 실험과 시뮬레이션 결과를 비교하여 타당성을 검토하였다.

한편, 니켈기 초합금에 대한 열간 가공 공정 동안 기계적 성질 및 미세조직 변화에 대한 연구는 다음과 같다. Zhang등<sup>(30-32)</sup>은 Inconel 718의 열간 변형 동안 입자 크기, 입자 성장, 준동적 재결정에 대한 미세조직 변화 현상을 연구하였다. Robert등<sup>(33)</sup>은 Inconel 718의 코깅(cogging)동안 미세조직 변화를 예측하기 위해 정적, 동적 재결정과 입자 성장을 고려하여 시뮬레이션을 하였고 Yeom, Park등<sup>(34-37)</sup>은 Inconel 718의 열간 변형 동안 동적, 준동적 재결정에 대해 유한요소법을 이용하여 미세조직 예측을 하였다.

Srinivasan<sup>(38)</sup>은 Nimonic 75, 80A and 90의 유동곡선과 열간 변형특성을 연구하였고, Na<sup>(39)</sup>은 Nimonic 80A의 시효처리에 따른 석출 현상을 연구하였고, Tian<sup>(40-41)</sup>은 Nimonic 80A의 석출 현상에 대한 연구와 1050℃에서의 동적 재결정과 회복동안 미세조직 변화를 관찰하였다.

Nimonic 80A로 배기밸브 제작에 대한 연구는 다음과 같다. Wang<sup>(42-44)</sup>은 유한요소법을 이용하여 전기 업셋팅 방법으로 배기밸브의 예비성형품을 만드는 공정에 관하여 연구하였고, Kang<sup>(45)</sup>은 소형 밸브의 성형공정 해석 및 제품의 미세조직을 관찰하였고 Kim<sup>(46)</sup>은 Nimonic 80A를 이용하여 열간 단조에 의한 배기밸브 헤드 제작을 위해 소재의 단순 압축 실험과 압축 후 경도에 대한 연구를 발표하였다. 최근에는 제품 성형공정 동안 유한요소법을 이용하여 미세조직을 예측하는 많은 연구를 진행하고 있다<sup>(47-50)</sup>.

Nimonic 80A 소재를 사용하여 열간 형단조 방법에 의해 대형 배기밸브를 균일하고 미세한 조직을 갖는 제품을 만들기 위해 미세조직 거동을 고려한 열점소성 유한요소법을 이용하여 미세조직 변화를 예측하고 또한 최적의 공정조건을 찾고자 한다.

그런데 Nimonic 80A 소재를 열간 소성가공에 있어서 공정변수인 온도, 변형률, 변형률 속도에 따른 미세조직 변화에 관한 연구와 수학적 모델식이 제안된 문헌이 없으며 Nimonic 80A 소재에 대해 미세조직을 예측하는 시뮬레이션을 한 예도 없다. 또한 배기밸브 성형공정을 해석함에 있어서 미세조직 변화 과정을 도시화하여 공정변수와의 관련을 규명하고 성형 공정변수들의 최적화 조건을 제시한 예가 없는 실정이다.

### 1.3 연구 내용 및 목적

열간 소성가공에서는 변형하는 동안 변형률 속도, 변형 온도, 변형률의 양에 따라 가공경화, 동적 회복, 동적 재결정이 일어난다. 또한 고온에서 변형을 받

지 않는 시간과 냉각과정에서 입자 성장이 일어난다<sup>(51)</sup>. 열간 가공 동안 일반적인 소재의 열간 변형과정에 대하여 미세조직 변화에 관한 많은 연구가 진행되어 왔으며, 공정변수의 최적화를 위해서 미세조직을 예측하고 이를 위해 수학적 모델식을 이용하고 있다.

대형 배기밸브 제작에 있어서 균일하고 미세한 조직을 얻기 위해선 공정변수에 따른 미세조직 변화에 대한 이해가 필요하다. 미세조직 변화를 예측하기 위해선 수학적 모델식이 필요하며 이를 연구하기 위해선 소재의 일반적인 특성과 기초 실험이 필요하다. 초내열 합금 Nimonic 80A는 일반 탄소강과는 달리  $\gamma'$  (gamma prime)이 미세하게 석출되어 기지를 고온에서 강화시키고, 탄화물이 결정입계에 석출하여 입계를 강화시키는 석출 경화형 합금이며 열처리하는 용체화 처리(solution treatment)와 시효 처리(ageing treatment)를 실시한다. 그런데 열간 소성가공 공정에서도 석출경화 현상이 발생할 수 있으나 본 연구에서는 석출경화의 영향을 배제하고자 한다.

이러한 열처리 조건을 감안하여 동적 재결정과 입자 성장의 온도 범위를 고려하였으며 실험 범위는 다음과 같다. 동적 재결정 입자 크기, 입계 변형률, 동적 재결정 분율, 고온 유동응력과 관계의 관계를 얻기 위하여 열간 공정변수인 변형률 속도 0.05-5.0/sec, 온도 950-1250℃, 압하율 20-50%의 범위에서 실험하였고 온도와 유지시간이 입자 성장 속도에 미치는 영향을 분석하기 위해 여러 변형률 속도, 변형률, 온도 범위에서 압축변형 후 5-600sec의 등온 유지시간을 정하였다.

Nimonic 80A의 기초 실험을 수행하여 고온 유동응력곡선, 입계 변형률, 동적 재결정 입자 크기, 동적 재결정 분율, 입자 성장에 대해 미세조직 변화 현상을 관찰하여 수학적 모델을 제시하였다. 또한 Nimonic 80A에 대해 제시된 수학적 모델링을 열점소성 유한요소법에 연계하여 미세조직 변화를 예측하는 수치 해석적 기법을 제시하였고, 대형 저속 디젤엔진 배기밸브의 실제품 실험을 통해 실제품의 미세조직과 시뮬레이션 결과를 비교하여 시뮬레이션의 타당성을 검증하

였다. 그리고 공정 변수에 따른 미세조직 변화 현상을 고찰하여 공정 변수와 미세 조직 변화의 상관관계를 규명하여 최적의 열간 형단조 공정조건을 제시하였다.

## 2. 이론적 배경

### 2.1 미세조직 변화 현상

재료를 소성 가공할 때 소성변형이 증가함에 따라 재료 내부에서는 원자들의 배열이 비뚤어지거나 어긋나서 공공(void)과 격자간 원자 또는 전위(dislocation)와 같은 여러 종류의 결함이 많이 발생하고 다량의 내부 응력이 축적된다. 내부에 축적된 에너지는 항상 자유 에너지가 최소화되는 상태가 되려는 성질이 있기 때문에 전위들이 소멸하거나 재배열함으로써 전체적인 변형 에너지는 감소한다<sup>(52)</sup>. 그리고 전위의 이동 속도는 온도에 따라 크게 달라진다. 온도가 증가하면 열에너지가 전위운동을 돕게 되고 이웃한 전위들이 응력장에 대응하여 움직이게 되어 전위 배열이 변화하는 현상을 회복이라 한다. 또한 재결정 과정에서는 전위밀도가 대단히 낮아져 급격한 연화 현상이 발생하게 된다.

열간 가공에서 소성변형과 많은 열에너지를 받으면 재료 내부에서는 자유 에너지가 높아져 불안정한 상태로 된다. 변형에서 발생하는 에너지는 변형률 속도, 온도, 변형률, 시간에 의존하기 때문에 열간 가공후의 재결정 거동도 이러한 가공인자에 강하게 영향을 받게 된다. 변형하는 동안 재결정이 발생하는 것을 동적 재결정이라고 하고 변형 후 부하를 제거하고 시간이 지남에 따라 재결정이 발생하는 것을 정적 재결정이라 한다. 재결정은 재료 내부에 새로운 입자를 형성해서 조직이 조밀하게 되고, 입자가 미세할수록 입계에서는 다량의 전위와 공공이 발생하고 응력이 높기 때문에 에너지를 최소화하기 위해 입자 성장이 일어난다. 열간 가공에서의 조직 변화 현상인 회복과 동적, 정적 재결정 및 입자 성장에 대해 다루기로 한다.

#### 2.1.1 동적 회복

동적 회복은 동적 재결정이 발생하는 임계 변형률 이전에서 발생하며 입자의 모양과 결정 방향이 변하지 않고 기계적, 물리적 성질이 변화는 과정이다. 회복은 격자간 원자의 소멸과 공공의 소멸, 전위의 소멸과 다각형화로 조직내의 높은 변형에너지를 낮추어 안정화하는 성질에 의해 연화 작용을 한다.

### 2.1.2 동적 재결정

변형 도중에 재결정이 일어나는 것을 동적 재결정이라 말한다. 소성 변형이 증가할수록 공공과 격자간 원자 또는 전위와 같은 여러 종류의 결함이 많이 발생하고 다량의 내부 응력이 축적된다. 결함의 수가 증가하고 재료에 저장되는 에너지의 양도 증가한다. 에너지가 높은 재료는 가능한 한 빨리 정상적이고 안정된 상태로 되돌아가려고 한다. 높은 온도로 가열하면 전위들이 충분히 확산하여 Fig. 1의 (a)는 소성 변형을 받아 조직이 연신된 상태이므로 불안정한 상태에서 안정된 상태로 되돌아가려고 (b)와 같이 응력도 없고 정상적인 새로운 입자의 핵이 생기기 시작한다. 이 새로운 입자가 찌그러진 조직 속에서 성장하여 (c)와 같게 되며 (d)와 같이 조직 전체가 새로운 조직으로 바뀐다. 소성 가공되어 변형된 조직이 정상적인 새로운 결정으로 다시 이루어지는 현상을 재결정이라 한다.

동적 재결정에서는 주로 변형과 온도가 재결정을 일으키기 위한 구동력으로 작용하며, 재결정이 발생하는 온도 이상에서 일정 이상의 변형( $\epsilon_c$ : 임계변형률)을 받으면 동적 재결정이 일어난다고 알려져 있다<sup>(1)</sup>. 열간 가공시 일어나는 연화현상은 이러한 재료 내부의 동적 재결정에 의해 발생된다.

Fig. 2에서는 열간 성형공정에서 일어나는 대표적인 유동응력과 변형률과의 관계를 나타내고 있다. (a)는 가공경화를 받는 재료의 대표적인 응력-변형률 관계이다. 재료가 회복을 하게 되면 유동에 대한 저항이 줄어들어 (b) 또는 (c)와 같은 곡선을 나타낸다. 재료의 경화 속도가 연화 속도보다 빠르게 나타

날 경우는 (2)와 같은 곡선을 나타내며 연화 속도가 경화 속도보다 빨라지면 (3)처럼 일정한 영역에서 오히려 유동응력이 감소하다가 연화와 경화의 속도가 동일하게 되는 곳에서 유동응력이 일정하게 나타나는 정상변형단계를 나타내게 된다.

재결정이 일어나면 변형률이 없는 새로운 입자가 생성, 성장하며 재결정 완료 후에는 입자 성장이 일어난다. 철강의 경우에는 재결정이 일어날 때는 재결정 발생 후 최대 응력을 나타낸 뒤 재결정 진행과 함께 연화현상이 나타나고, 계속하여 재결정이 일어나게 되면 거의 일정한 변형 응력을 나타내는 정상변형상태로 된다고 알려져 있다.

### 2.1.3 정적 재결정

변형 후 무부하의 고온 상태에서 재결정이 일어나는 현상을 정적 재결정이라 한다. 정적 재결정은 변형률, 온도, 시간 등에 영향을 받는다. 변형률이 동적 재결정이 발생하는 임계 변형률 이하에서 발생하는 재결정을 정적 재결정이라 하며 임계 변형률 이상에서 발생하는 재결정을 준동적 재결정이라 한다. 준동적 재결정은 변형 중 임계 변형률 이상에서 생성된 재결정 핵이 하중을 제거 한 후에 정적 재결정보다 빠르게 재결정이 진행되는 것을 의미한다.

재결정을 위한 구동력으로는 이전단계의 변형률이 주로 영향을 미치게 된다. 금속의 재결정 온도는 변형률과 금속의 불순물의 영향에 따라 달라진다. 변형이 심하면 재결정이 빨리 일어나므로 온도가 낮아도 잘 일어나고 금속의 불순물이 많으면 전위와 불순물과의 상호작용에 대하여 재결정을 방해하므로 온도가 높아야 한다. 단시간 유지해서 재결정을 완료시키려면, 상대적으로 고온으로 유지시켜야 한다. 이와 같은 정적 재결정은 변형이 적을수록 온도가 낮을수록 재결정이 일어나는 시간이 길어지므로 정적 재결정을 빠르게 진행시키기 위해서는 변형과 온도를 높이면 상대적으로 빠른 시간 내에 재결정이 완료될 수 있다.

따라서, 정적 재결정은 주로 변형률, 온도 그리고 시간에 영향을 받는다는 것을 알 수 있으며 변형이 끝난 직후 무부하에서는 동적 재결정이 일어난 부분과 변형 후 동적 회복된 부분이 혼재해 있고 그 후 시간이 경과하게 되면 동적 재결정에 의한 새롭게 생성된 입자는 더 이상의 재결정을 일으키지 않고 입자가 성장하게 된다.

#### 2.1.4 입자 성장

소성 가공된 재료가 재결정이 되어 새로운 조직으로 바뀌면 대부분 응력이 제거된다. 재결정된 입자에는 전위 등의 결함이 감소되나 입계에는 항상 전위나 공공 등의 결함이 다량으로 존재한다. 이와 같은 결함 주위에는 응력이 발생하므로 입계에는 아직도 많은 응력이 남아 있다. 응력이 없어질수록 금속은 안정된다. 그러므로 금속을 가열하면 응력이 제거되는 방향으로 변화가 일어난다. 응력을 제거하려면 가능한 한 입계의 면적을 적게 하여야 한다. 입자가 커질수록 입계의 총 면적은 적어진다. 그러므로 재결정이 일어난 후에 더욱 가열하면 입계의 총 면적이 줄어드는 변화, 즉 입자 성장(grain growth)이 일어난다.

입자의 성장은 변형률, 온도, 시간에 따라서 다르다. 변형률이 증가할수록 재결정 핵이 많이 발생하고 재결정이 많이 발생하면 조직이 조밀해져서 성장이 늦어진다. 높은 온도로 가열할수록 더 많은 원자들이 더 멀리 이동하기 때문에 재결정뿐만 아니라 성장도 빨리 일어난다. 시간이 길어질수록 원자의 이동이 많아지므로 입자는 계속 성장한다.



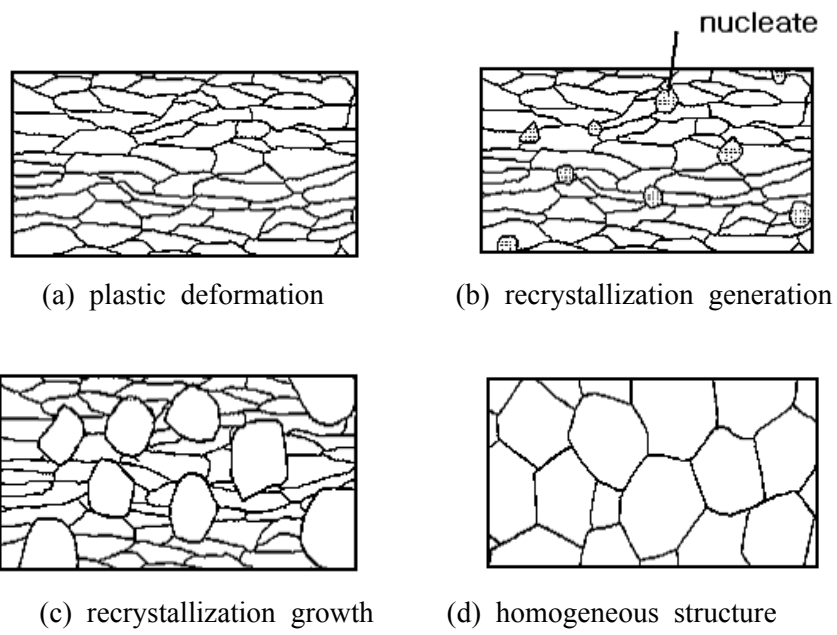


Fig. 1 Schematics of recrystallization structure change<sup>(51)</sup>

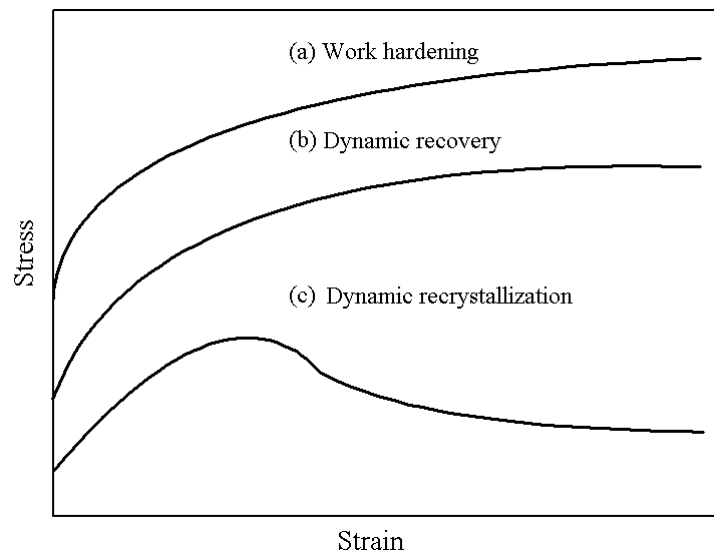


Fig. 2 Flow stress curves in hot forming

## 2.2 Nimonic 80A의 특성

### 2.2.1 Nimonic 80A의 기계적 특성

Nimonic 80A는 고온에서 우수한 기계적 특성과 내식성, 내산화 특성을 지니고 있다<sup>(53,54)</sup>. Fig. 3은 온도에 따른 인장강도, 항복강도, 단면감소율, 연신율을 나타내고 있으며 온도가 상승함에 따라 강도가 떨어지지만 600℃까지는 약 1000MPa 정도의 높은 강도를 나타내며 900℃에서는 약 400MPa 정도로 일반 탄소강의 상온 강도를 나타낸다. Fig. 4는 온도에 따른 크리프 강도를 나타내고 있다. 고온 환경에서 사용되는 재료의 중요한 성질인 크리프 강도는 사용되는 작동온도가 400-600℃임을 감안할 때 우수한 특성을 나타낸다.

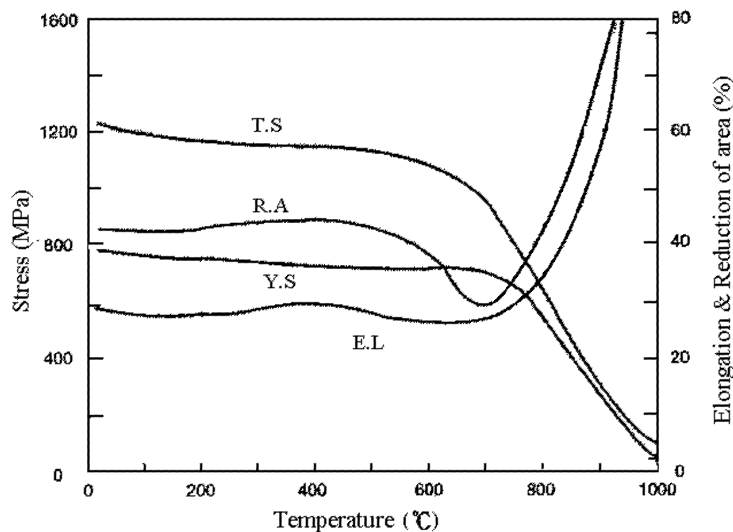


Fig. 3 Tensile properties of Nimonic 80A extruded bar, heat treated 8h/1080℃ air cooling, 16h/700℃ air cooling<sup>(54)</sup>

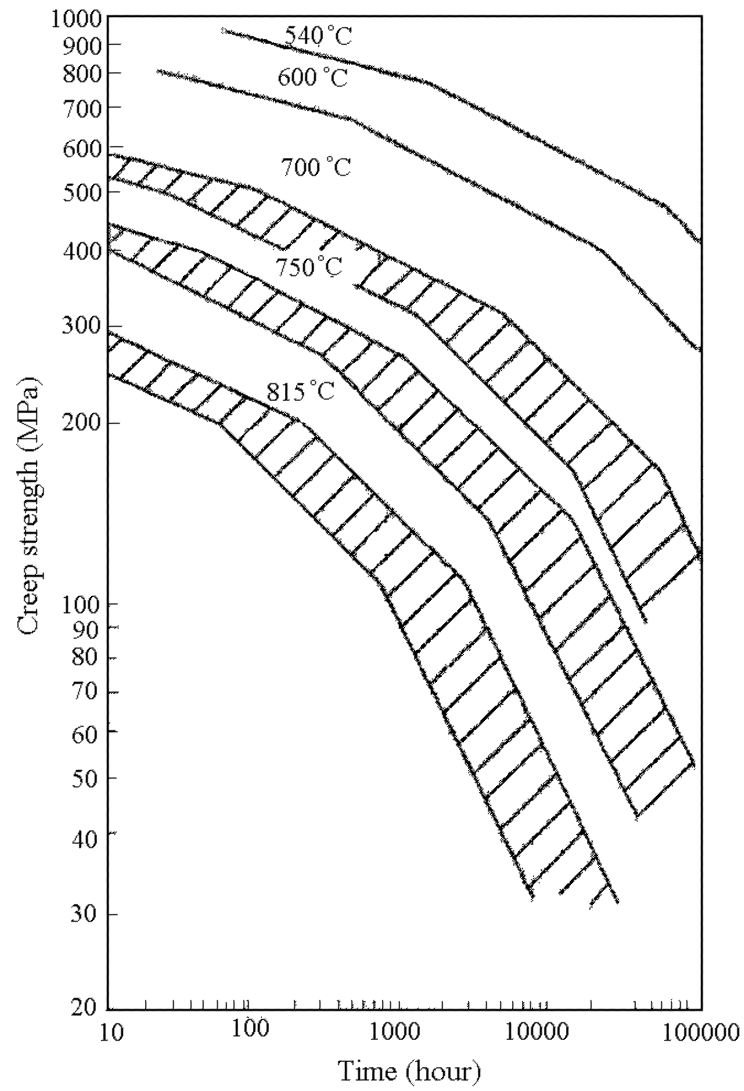


Fig. 4 Creep properties of Nimonic 80A extruded bar, heat treated 8h/1080°C air cooling, 16h/700°C air cooling<sup>(54)</sup>

## 2.2.2 Nimonic 80A의 관련 상태도

### (1) Nickel-Chromium 상태도

Fig. 5는 Ni-Cr 2원계 상태도이며<sup>(55)</sup> 단순한 공용 반응계이다. Ni rich 단상영역( $\gamma$ -Ni)은 33wt.%Cr이며 대부분의 Ni기 초합금은 Cr 농도가 33% 이하이다. 한편 Cr을 용매로 하는 합금인 경우에는 Cr rich  $\alpha$ 상을 형성한다. 50-80% 범위에서 Ni-Cr 합금은  $\gamma$ -Ni와  $\alpha$ -Cr의 혼합상을 구성한다.

### (2) Nickel-Titanium 상태도

Fig. 6은 Ni-Ti 2원계 상태도이며<sup>(53)</sup>  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ 은  $\eta$ 상으로 육각형 구조이다. Ni기에서 Ti의 고용한계는 1100℃에서 약  $11.8 \pm 0.3\text{at.}\%$ 이며 800℃에서는  $9.6 \pm 0.3\text{at.}\%$ 이다. 저온에서  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ 은  $\gamma'$ 상으로 FCC 불안정구조이며 강도에 관련이 있다.

### (3) Nickel-Aluminium 상태도

Fig. 7은 Ni-Al 2원계 상태도이며<sup>(56)</sup>  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 은  $\gamma'$ 상으로 FCC 구조이다. Ni-rich 모상에서  $\gamma'$ 상은 기계적 특성 결정에 중요한 역할을 하며 Ni에서 Al의 고용한계는 1150℃에서 약 18at.%이며 750℃에서는 12at.%이다.

### (4) Ni-Al-Ti-Cr 상태도

Fig. 8은 Ni-Al-Ti-Cr의 750℃에서 4원계 상태도를<sup>(57)</sup> 나타낸다. 이들의 화합물을 기준으로 하여  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Cr}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ 로 표시하며,  $\gamma$ 상은 Ni-rich 용융,  $\gamma'$ 상은  $\text{Ni}_3\text{Al}$  그리고  $\eta$ 상은  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ 을 기초로 한다.

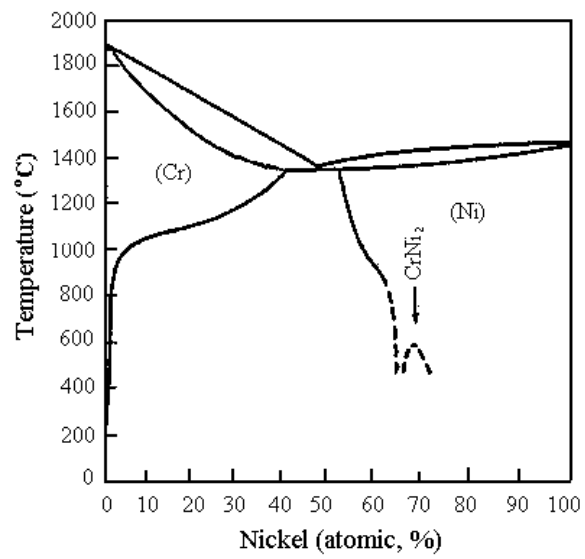


Fig. 5 The nickel-chromium phase diagram<sup>(55)</sup>

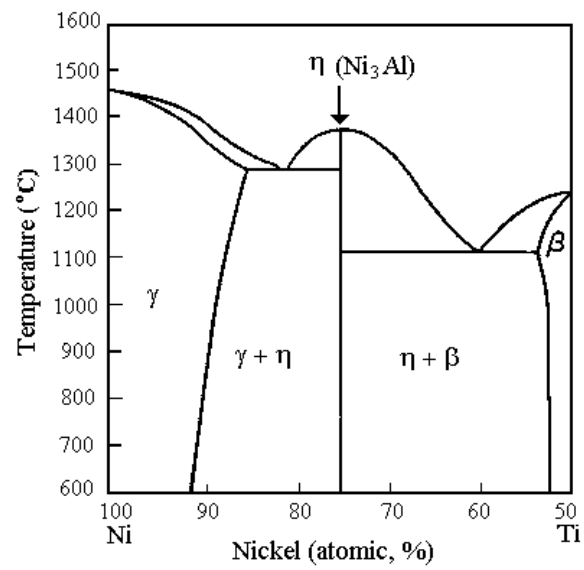


Fig. 6 The nickel-titanium phase diagram<sup>(53)</sup>

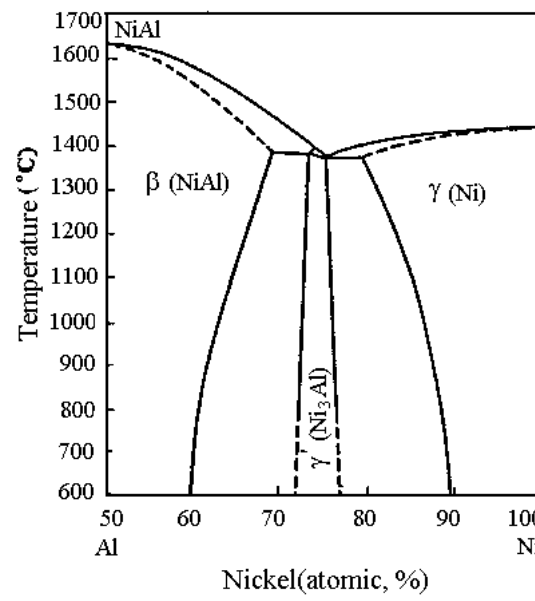


Fig. 7 The nickel-aluminium phase diagram<sup>(56)</sup>

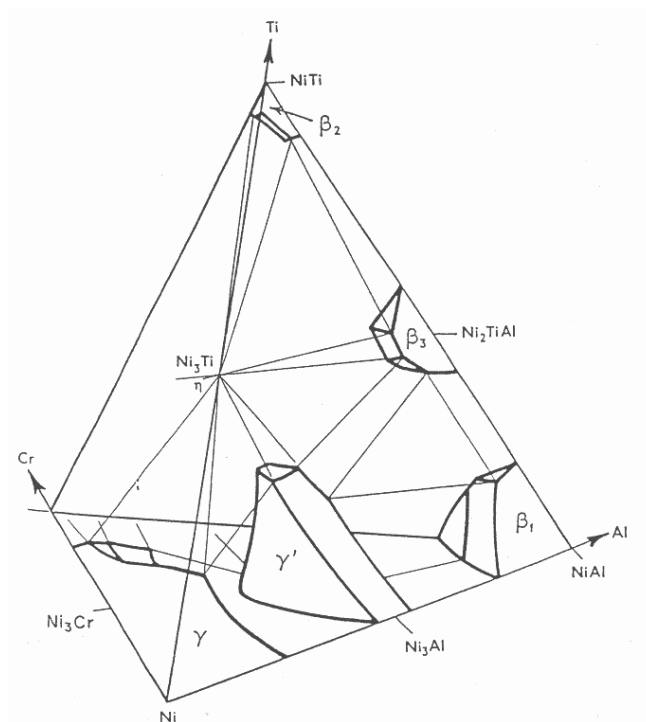


Fig. 8 The nickel-chromium-aluminium-titanium phase diagram at 750°C<sup>(57)</sup>

### 2.2.3 Nimonic 80A의 강화기구

Nimonic 80A에 적용되는 강화기구(strength mechanism)는 크게 고용강화, 석출강화, 입계강화로 구분 할 수 있다.

#### (1) 고용강화

고용(solid solution)되는 양이 많고 넓은 범위에서 고용되어야 하며 모상과 원자반경의 차이가 작아야하며, 높은 용점을 가져야 한다. Ni에 대한 고용강화 원소는 Co, Fe, Cr, Al, Ti 등이며 이 원소들의 강화 효과는 Fig. 9에 나타내었다. 한편 Cr은 산화피막을 형성하여 내산화성 향상에 중요한 역할을 하며 Fig. 10에 그 효과를 나타내었다. Fig. 10에 제시된 바와 같이 고온에서의 내산화성을 위해서는 Cr 함량이 최소 15%이상이어야 하지만 Cr 함량이 과다하게 되면 취성이 큰  $\alpha$ 상이 형성되므로 15-30%가 적당하다.

용체화 처리는 석출경화를 하기 전에 불균일한  $\gamma'$ 이나 탄화물이 용해되어 과포화 고용체를 형성하는 것이 주된 목적이다. Nimonic 80A에서  $\gamma'$ 의 용해 온도는 960-980°C,  $M_7C_3$ 의 용해 온도는 1095-1150°C,  $M_{23}C_6$ 의 용해 온도는 1040-1095°C이다. 보통 Nimonic 80A의 용체화 열처리 온도는 1080°C이다. 1080°C 이하의 온도에서 용체화 처리는 높은 크리프율 가지고 그 이상의 온도에선 작은 크리프 변형률에서도 과단이 발생한다. Fig. 11은 용체화 온도에 따른 평균 입자 크기를 나타내고 있다. 용체화 온도가 높을수록 저 크리프율을 나타내지만 반면에 입자 크기가 커지면 저크리프 변형에도 크리프 파괴를 가져온다. 용체화 온도와 입자 크기는 크리프 특성과 상관이 있음을 보여 준다.

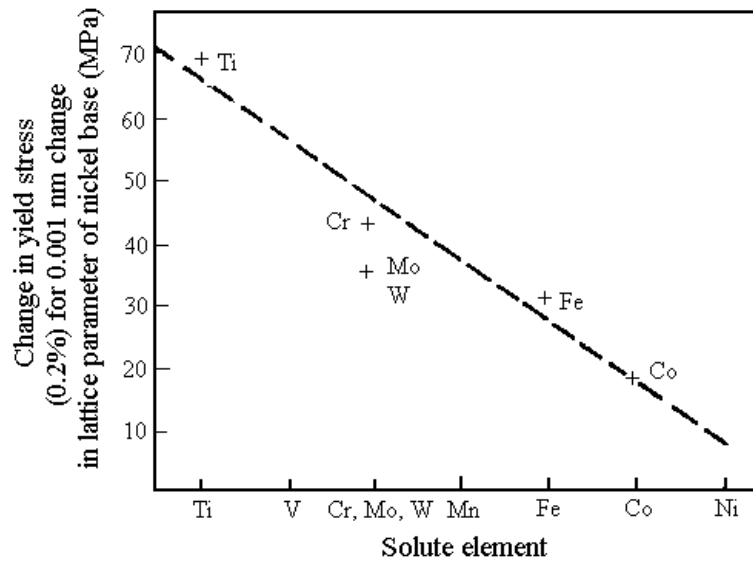


Fig. 9 Change in room-temperature yield strength as a function of unit change in lattice parameter caused by various solid-solution strengthening additions<sup>(53)</sup>

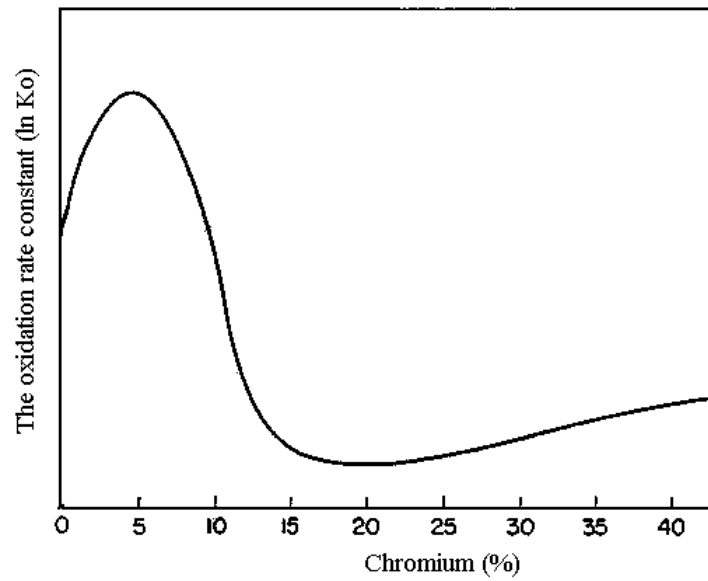


Fig. 10 The effect of chromium on the oxidation rate constant( $K_o$ ) of nickel-chromium alloys<sup>(58)</sup>



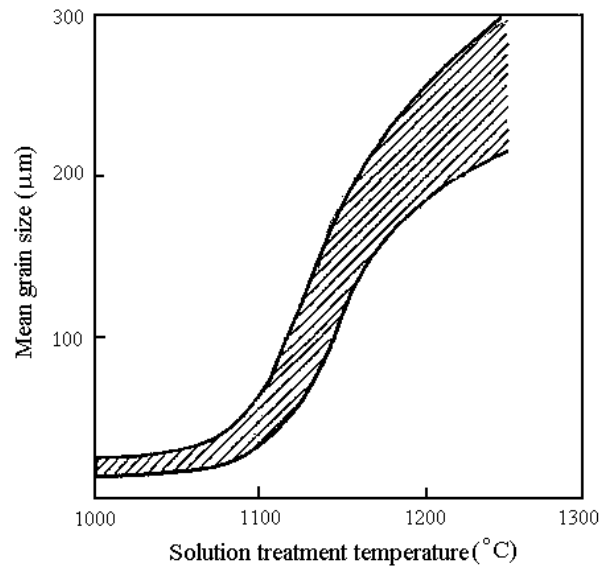


Fig. 11 Variation in the grain size of Nimonic 80A with solution treatment temperature<sup>(53)</sup>

## (2) 석출경화

니켈기 합금은 석출경화(precipitation hardening)에 의해 강도를 높이며  $\gamma'$  석출이 주된 강화인자이다.  $\gamma'$ 은  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 의 금속간 화합물이며 기초로 하며 Ti과 Al 합금의 구성 범위가 있으며 구형이나 입방 형태의 미세하고 균일한 석출을 가진다.

Nimonic 80A의 초내열 특성은  $\gamma'$  석출이 주된 인자이며  $\gamma'$ 의 양에 따라 영향을 받는다.  $\gamma'$  석출량은 합금 중 Al과 Ti의 합금양에 따라 다르며 Fig. 12에는 Al과 Ti의 양에 따른  $\gamma'$ 의 분율을 나타내었다. Fig. 13은 각각의 온도에서  $\gamma'$ 의 분율과 응력 특성의 관계를 나타내었다. 온도 705°C에서 강도가 높게 나타나는 것을 알 수 있으며 또한  $\gamma'$ 의 분율이 많을수록 강도가 높음을 알 수 있다. Fig. 14는 니켈-20% 크롬 합금강에서  $\gamma'$  입자 크기와 강도의 관계를

보여준다.  $\gamma'$  입자가 일정한 크기에서 최대 강도를 나타내었다. Fig. 15는 시간과 온도에 따른 Nimonic 80A의  $\gamma'$  입자 성장 곡선을 나타낸다. Fig. 16은 용체화 처리 후 여러 온도에서 석출경화의 시간에 따른 경도를 보여준다. 낮은 온도일수록 석출 시간이 길어지면 경도가 높아짐을 알 수 있다. Fig. 17은 석출온도에 따른 크리프 변형율의 곡선을 나타낸다. 상대적으로 높은 온도에서 석출된 영향은 파괴 전까지 큰 변형률을 보이며 저온 열처리는 크리프율을 줄일 수 있다.

그러므로 Nimonic 80A의 석출경화에 의한 소재 특성은 다음과 같다.  $\gamma'$ 의 분율과 입자 크기는 석출경화 시간과 온도에 따라 변하며 강도와 크리프율에 영향을 미치는 것을 알 수 있다.

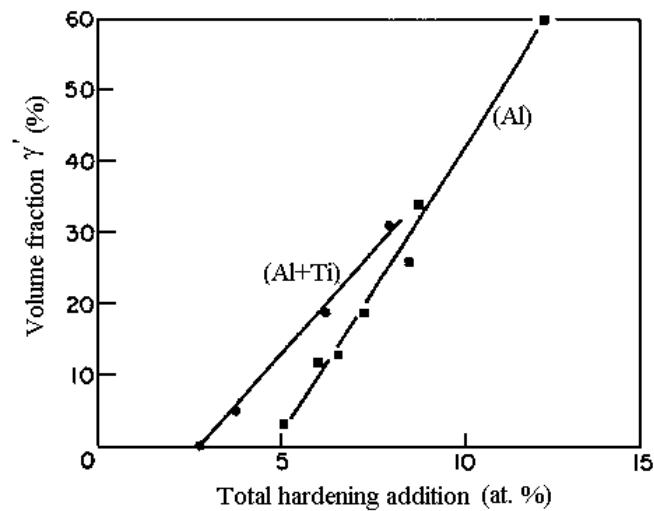


Fig. 12 Volume fraction of  $\gamma'$  precipitate as a function of total hardening addition in a nickel-20% chromium base<sup>(59)</sup>

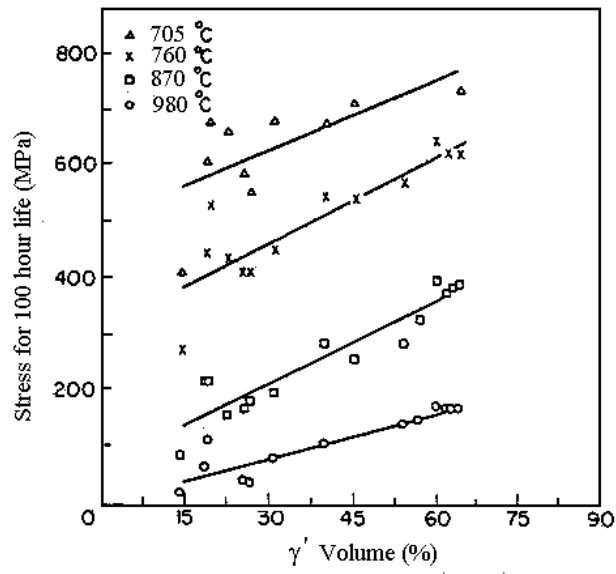


Fig. 13 The relationship between volume percent of  $\gamma'$  and the stress-rupture strength for a range of nickel-base superalloys<sup>(60)</sup>

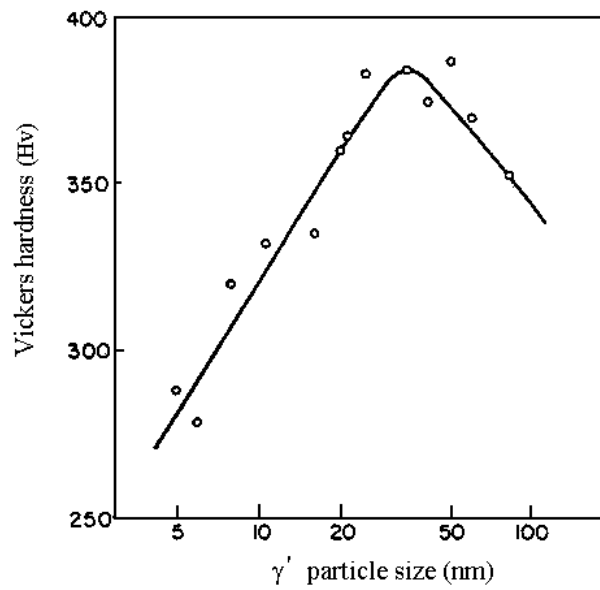


Fig. 14 Experimental relationship between  $\gamma'$  particle size and alloy strength in a nickel-20% chromium base alloy<sup>(61)</sup>

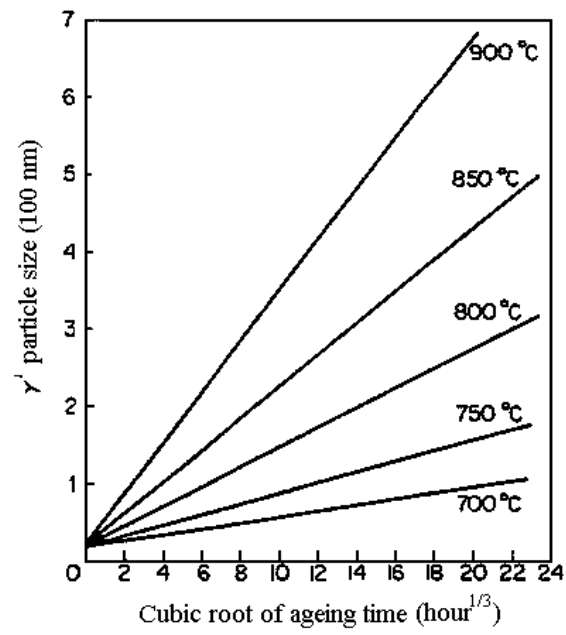


Fig. 15 Growth curves of  $\gamma'$  particles in Nimonic 80A solution treated 8 hour 1080 °C, air cooling<sup>(53)</sup>

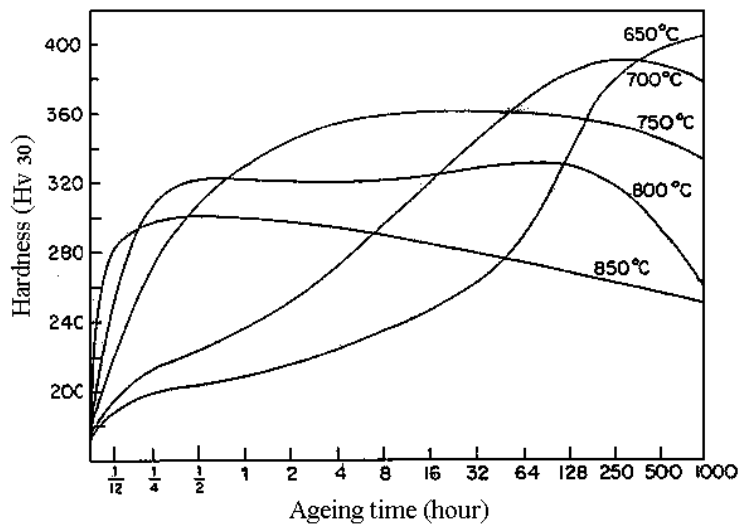


Fig. 16 Effect of ageing time and temperature on the hardness of Nimonic 80A solution treated 8 hour 1150 °C, water quenching<sup>(53)</sup>

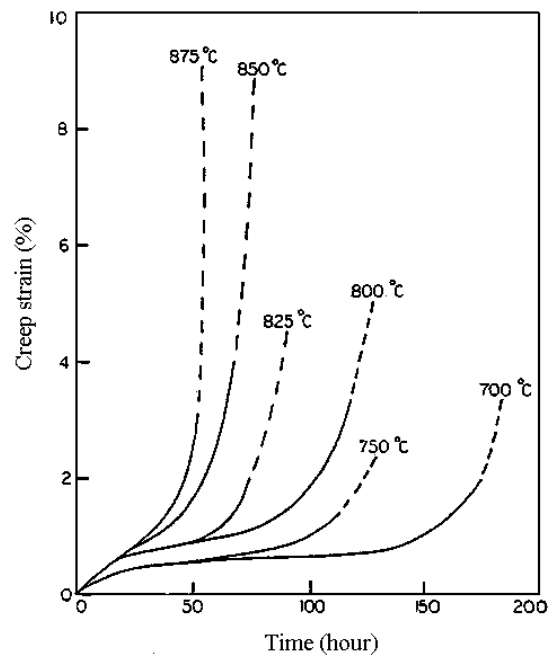


Fig. 17 Effect of precipitation temperature on creep curves of Nimonic 80A at 263MPa at 750°C<sup>(62)</sup>

### (3) 입계강화

니켈기 초합금은 탄소를 0.02wt.%이상 포함하고 금속 탄화물은 입계와 입내에 형성된다. 대부분 니켈기 합금은 입내의 탄화물의 영향보다는  $\gamma'$ 의 영향이 지배적이지만 입계 탄화물 또한 중요하다.

입계 탄화물은 일반적으로 입내에 있는 탄화물보다 단단하고 취성이 있으며 소재의 구성 성분과 열처리에 의해 탄화물 구성 성분이 조절되며 재료의 특성을 결정한다. 또한 고온에서의 크리프 특성, 초기 결함 등에 대해 입계의 미끄러짐을 방지하고 입자 성장을 억제한다. 그러므로 최고의 고온 특성을 얻기 위해선 입계 탄화물의 분포와 최적의 양을 형성해야 된다. 대부분 탄화물은 1050-1200°C 범위에서 용체화처리에 의해 용해된다. 일반적으로 형성되는 탄화물은 MC,  $M_7C_3$ ,  $M_{26}C_6$  등이 있으며 니켈기 합금에서 M은 보통 크롬이다. 낮은 온도에서 열처리에 의해 석출이 되며 탄소량과 열처리 온도에 의존

한다. Nimonic 80A에서  $M_7C_3$ 는 1095-1150℃,  $M_{26}C_6$ 의 용체화 온도는 1040-1095℃이다. Fig. 18은 열처리에 의해  $M_7C_3$ 이  $M_{26}C_6$ 으로 변태되는 것을 보여준다. Cr-rich 탄화물은 1050-1150℃의 온도 범위에서는  $M_7C_3$ 이 형성된다. 하지만 열처리에 의해  $M_{26}C_6$ 으로 바뀌는 것을 알 수 있다.

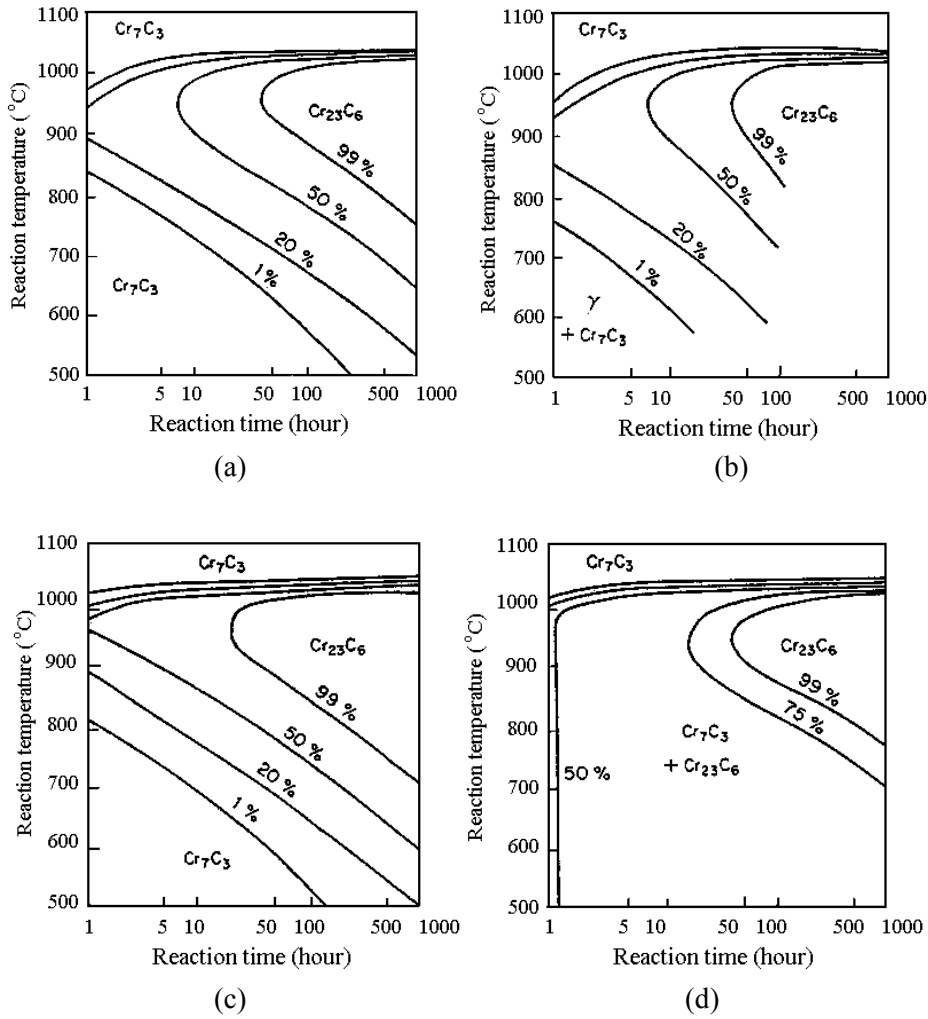


Fig. 18 Carbide reaction curves for Nimonic 80A after various initial heat treatments<sup>(53)</sup> (a) 8h/1080℃, air cooling (b) 8h/1080℃, water quenching (c) 2h/1200℃, air cooling (d) 8h/1080℃, air cooling + 24h/850℃, air cooling

## 2.3 강점소성 유한요소법의 기본방정식

유한요소법은 연속체를 여러 개의 적절한 크기의 유한 요소(finite element)로 나누어서 각 절점의 값들을 변분원리(variational principle), 가중잔류법(method of weighted residual), 에너지 균형법(energy balance approach) 등을 이용하여 미분 방정식을 세우고 이것을 이용하여 유한요소방정식을 만들어 각 절점에서의 변수 값들을 구하는 방법이다.

탄성 변형량을 무시 할 만큼의 많은 변형을 가지는 단조나 압출과 같은 소성문제에는 강소성 유한요소법이<sup>(62-65)</sup> 사용되고, 이 방법은 벌크 성형 해석에 있어서 뛰어난 해석 정확도와 계산 효율이 우수한 것으로 알려져 있다. 소재가 열간 변형을 거치는 동안 온도, 변형률, 변형률 속도, 유지시간 등의 공정 변수들이 미세조직의 변화에 미치는 영향을 정량적으로 규명하고 최적의 공정 변수값을 찾기 위해서는 수치 해석적인 방법이 가장 효율적이며 미세조직과의 상관관계를 파악하기 위해 강점소성 유한요소법의 이용이 요구된다.

강소성 유한요소 수식화는 다음과 같은 가정을 따른다.

- (1) 재료는 강소성체이고, 탄성 변형은 무시한다.
- (2) 바우싱거 효과(Bauschinger effect)를 무시하며, 가공 후에도 등방성(isotropic)을 유지한다.
- (3) 재료는 변형동안 체적일정조건을 따른다.
- (4) 재료는 von Mises 항복조건을 따른다.
- (5) 다이는 강제이며, 변형하지 않는다.

체적이  $V$ 인 연속체는 접촉력  $T_i$ 가 정의된 표면  $S_f$ 와 속도  $v$ 가 정의된 표면  $S_v$ 로 구성되어 있다고 생각할 수 있다. 이 물체가 준정적상태에서 미소변형

(infinitesimal deformation)을 일으키고 관성의 효과와 체적력을 무시하면 실제 응력과 속도장은 다음과 같은 경계조건을 만족한다.

( i ) 평형 방정식(equilibrium equation)

$$\sigma_{ij,j} = 0 \quad (1)$$

( ii ) 적합 방정식(compatibility equation)

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2} (v_{i,j} + v_{j,i}) \quad (2)$$

$$\text{비압축성 조건: } \dot{\epsilon}_{i,i} = \epsilon_v = \dot{\epsilon}_v = 0 \quad (3)$$

(iii) 구성 방정식(constitutive equation)

$$\sigma'_{ij} = \frac{2}{3} \frac{\bar{\sigma}}{\dot{\epsilon}} \dot{\epsilon}_{ij} \quad (4)$$

여기서  $\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij}}$ ,  $\dot{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}}$ ,  $\sigma'_{ij}$ 은 편차 응력이며,  $\bar{\sigma}$ 와  $\dot{\epsilon}$ 은 유효 응력과 유효 변형률 속도이다.

(iv) 경계조건(boundary condition)

$$\sigma_{ij} \mathbf{n}_j = T_i \quad \text{on } S_f \quad (5)$$

$$v_i = U_i \quad \text{on } S_v \quad (6)$$

여기서  $\mathbf{n}_j$ 는 표면에서의 단위 법선벡터이다.



금형과 소재간의 마찰을 고려하기 위하여 다음 식을 적용하였다.

$$f = -\frac{2}{\pi} m^* k \left[ \tan^{-1} \frac{|v_s|}{u_0} \right] \mathbf{t} \quad (7)$$

여기서  $m^*$ 은 마찰 상수,  $k$ 는 전단응력,  $u_0$ 는  $|v_s|$ 와 비교하여 매우 작은 양의 상수이고,  $v_s$ 는 금형에 대한 소재의 상대 속도이며,  $\mathbf{t}$ 는  $v_s$ 방향의 단위벡터이며 다음과 같이 표현된다.

$$\mathbf{t} = \frac{1}{v_s} [u\mathbf{i} + (v - v_D)\mathbf{j}] \quad (8)$$

여기서  $v_D$ 는 금형의 속도이며  $v_s$ 는 속도 크기로서 다음과 같다.

$$v_s = \sqrt{u^2 + (v - v_D)^2} \quad (9)$$

적합 방정식(2)와 경계조건(7)에 의해 함수는 가상일의 원리를 이용하여 다음과 같이 표현된다.

$$\delta\pi = \int_V \bar{\sigma} \delta\dot{\epsilon} dV - \int_{S_f} T_i \delta v_i dS = 0 \quad (10)$$

비압축성 조건으로 문제를 해결하기 위해 벌칙함수를 도입한 범함수( $\pi$ )의 변분은 다음과 같다.

$$\delta\pi = \int_V \bar{\sigma} \delta\dot{\epsilon} dV + K_p \int_V \dot{\epsilon}_v \delta\dot{\epsilon}_v dV - \int_{S_f} T_i \delta v_i dS = 0 \quad (11)$$

벌칙 상수는  $K_p = \frac{\sigma_m}{\dot{\epsilon}_v}$ 로 표현되며 매우 큰 수이다.

체적  $V$ 에서 식 (11)을 각각의 요소에 대해 다음과 같이 표현할 수 있다.

여기서  $m$ 은 요소를 나타낸다.

$$\delta\pi^{(m)} = \int_{V^{(m)}} \bar{\sigma} \dot{\delta\epsilon} dV + K_p \int_{V^{(m)}} \dot{\epsilon}_v \delta\epsilon_v dV - \int_{S_f^{(m)}} T_i \delta v_i dS = 0 \quad (12)$$

식 (12)를 절점 속도  $v_\alpha$ 에 대해 다음과 같이 표현할 수 있다.

$$\delta\pi = \frac{\partial\pi}{\partial v_\alpha} \delta v_\alpha = 0 \quad (13)$$

식 (13)은 전체 요소에서 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\sum_{m=1}^M \left[ \frac{\partial\pi_1^{(m)}}{\partial v_\alpha} + \frac{\partial\pi_2^{(m)}}{\partial v_\alpha} - \frac{\partial\pi_3^{(m)}}{\partial v_\alpha} \right] = 0 \quad (14)$$

식 (14)는 비선형 방정식이므로 테일러 급수전개로 선형화 시켜 고차항을 무시하고 전개하면 다음과 같은 행렬 방정식을 얻을 수 있다. 여기서  $n$ 은 스텝을 나타낸다.

$$\left[ \frac{\partial^2\pi}{\partial v_\alpha \partial v_\beta} \right]_{(n-1)} \{\Delta v_\beta\}_n = - \left\{ \frac{\partial\pi}{\partial v_\alpha} \right\}_{(n-1)} \quad (15)$$

## 2.4 열전달 유한요소법의 기본방정식

소성가공에서 온도 분포 해석을 위한 열전도 방정식은 다음과 같다.

$$K_1 T_{,iii} + \rho c \dot{T} - k^* \bar{\sigma} \dot{\epsilon} = 0 \quad (16)$$

여기서  $K_1$ 은 열전도 계수(thermal conductivity)이며  $\rho c$ 는 열용량(thermal capacity)이다.  $k^*$ 는 변형에너지가 열에너지로 변환되는 변환율로서 범위는 0.85~0.95이다.

열점소성 유한요소법에 대한 경계치 문제는 열평형 방정식으로부터 다음과

같은 경계조건을 갖는다.

자유표면에서는 대류 열 유량(convection heat flux)과 복사 열 유량(radiation heat flux)이 존재한다.

$$q_n^c = h(T_a - T_w) \quad (17)$$

$$q_n^r = \sigma^* \epsilon^* (T_a^4 - T_w^4) \quad (18)$$

여기서  $h$ 는 대류 열전달 계수,  $\sigma^*$ 는 Stefan-Boltzmann 상수,  $\epsilon^*$ 은 복사율(emissivity),  $T_a$ 는 소재 주위 온도,  $T_w$ 는 소재 표면 온도이다.

금형과 소재의 접촉면에서는 전도 열 유량(conduction heat flux)과 마찰 열 유량(friction heat flux)이 존재한다.

$$q_n^d = h_{lub}(T_d - T_w) \quad (19)$$

$$q_n^f = m^* k v_s \quad (20)$$

여기서  $h_{lub}$ 는 윤활 열전달 계수,  $T_d$ 는 금형 표면 온도,  $m^*$ 은 전단마찰계수이다.

열 평형 방정식의 약적분형(weak integral form)을 이용하면 다음과 같다.

$$\int_V (K_1 T_{,ii} + \rho c \dot{T} - k^* \bar{\sigma} \epsilon) \delta T dV = 0 \quad (21)$$

발산 정리와 경계 부근에서 열 유량을 고려하면 다음과 같다.

$$\int_V K_1 T_{,i} \delta T_{,i} dV + \int_V \rho c \dot{T} \delta T dV$$

$$-\int_V k^* \bar{\sigma} \dot{\epsilon} \delta T dV - \int_{S_q} q_n \delta T dS = 0 \quad (22)$$

윗 식을 이용하여 체적  $V$ 에서  $n_e$ 개의 요소로 이루어진 전 요소에 대한 계의 방정식(system of equation)은 다음과 같다.

$$\sum_{m=1}^{n_e} \left[ \int_{V^{(m)}} K_1 [N]^T [N] T dV + \int_{V^{(m)}} \rho c [N]^T [N] \dot{T} dV - \int_{V^{(m)}} k^* \bar{\sigma} \dot{\epsilon} [N] dV - \int_{S_q^{(m)}} q_n [N] dS \right] = 0 \quad (23)$$

간단하게 벡터형으로 다음과 같이 표현할 수 있다.

$$KT + C\dot{T} - Q_{\text{heat}} - Q_n = 0 \quad (24)$$

$$KT + C\dot{T} = Q \quad (25)$$

$Q_n$ 은 경계조건을 나타내는 열유동 벡터이며 다음과 같다.

$$\begin{aligned} Q_n = & \int_{S_t} \sigma^* \epsilon^* (T_a^4 - T_s^4) [N] dS + \int_{S_c} h (T_a - T_s) [N] dS \\ & + \int_{S_t} h_{\text{lub}} (T_d - T_w) [N] dS + \int_{S_f} q_f [N] dS \end{aligned} \quad (26)$$

### 3. Nimonic 80A 미세조직 변화 고찰

#### 3.1 기초 실험

고온 변형에서는 공정변수인 변형률 속도, 변형률, 온도의 영향에 의해 미세조직이 변화하며 열점소성 유한요소법과 연계하기 위해선 미세조직 변화 현상을 수식화하는 것은 필수적이다. Nimonic 80A 소재의 공정변수에 따른 미세조직 변화를 분석하기 위해서 등온·등변형률 속도에 의한 단순 압축실험을 수행하여 변형 온도 및 변형률 속도가 미세조직 변화에 미치는 영향을 조사하였다.

실험에서 사용된 시편은 압출된 시편이며, 시편 크기는 직경 8mm, 높이 12mm인 원통형이며 Nimonic 80A의 화학성분은 Table 1에 표시하였다. 한편 실험 조건은 Table 2에 나타내었다.

먼저 변형과정에서 발생하는 동적 재결정 현상, 즉 온도와 변형률 속도, 변형률에 따른 동적 재결정 입자 크기, 재결정 분율, 고온 유동응력곡선의 특성을 관찰하기 위해 변형률 속도 0.05-5.0/sec, 온도 950-1250℃, 압하율 20-50 %의 범위에서 실험하였다. 동적 재결정 발생 후 일정한 온도, 시간 이상에서 입자 성장이 발생한다. 그래서 동적 재결정 후 온도, 유지시간이 입자 성장에 미치는 영향을 조사하기 위해 여러 변형률 속도, 변형률, 온도 범위에서 압축 변형 후 등온 유지시간(5-600sec)의 범위에서 실험하였다.

실험에 사용된 기기는 Thermecmaster이며, 실험 방법은 Fig. 19에 도시하였다. 등온·등변형률 속도에 의한 압축실험은 시편을 진공상태에서 유도가열 방식에 의해 5℃/sec의 상승 속도로 목표온도까지 상승시키고 3min 동안 등온 유지한 후 압하율과 변형률 속도를 변화시키는 조건으로 변형을 가하였으며 변형 후 동적 재결정 입자를 관찰하기 위해 질소가스로 급냉하여 냉각과정 중에 발생할 수 있는 정적 재결정 및 입자 성장 영향을 배제하였다. 또한 변

형을 가한 후 입자 성장을 관찰하기 위해 일정한 시간동안 등온 유지 후 질소 가스로 급냉하였다. 미세조직 변화를 관찰하기 위해 연마 후 증류수(50ml), 염산(150ml), 육가산화크롬(VI, 25g)의 비율로 만든 부식액으로 부식한 후 광학현미경으로 미세조직을 관찰하였다.

Table 1 Chemical composition of Nimonic 80A

Component	Cr	Ti	Al	Si	Fe	Ni
Composition (wt.%)	19.8	2.59	1.57	0.03	2.75	bal

Table 2 Experiment conditions of hot compression

	Strain rate (1/sec)	Temperature (°C)	Height reduction (%)	Holding time (sec)
Dynamic recrystallization	0.05, 0.5, 1.0, 5.0	950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1250	20, 40	0
Grain growth	0.05, 5.0	950, 1050, 1100, 1150, 1250	50	5, 10, 20, 100, 600

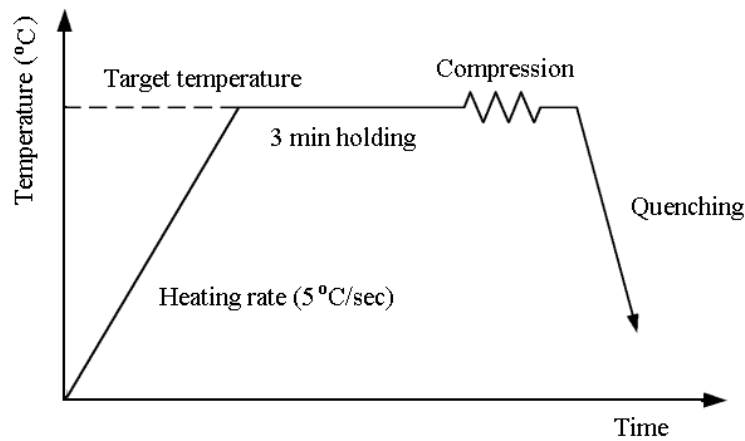


Fig. 19 Schematic diagram of compression process

### 3.2 구성식 정량화

고온 가공에서 변수인 변형률 속도, 온도, 응력, 활성화 에너지 관계는 Arrhenius의 형태로 표현할 수 있다. Arrhenius형태는 식 (27-29)의 3가지 형태로 표현되며, 고온 유동거동을 표현하는데 가장 적합한 식들이다. 이러한 3가지의 구성 방정식들은 재료와 실험 조건에 따라서 선택되고 있다.

$$\dot{\epsilon} = A' \exp(n' \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{exponential law}) \quad (27)$$

$$\dot{\epsilon} = A'' \sigma^{n''} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{power law}) \quad (28)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{hyperbolic law}) \quad (29)$$

여기서, A, A', A'',  $\alpha$ 는 상수이며, n, n', n''은 변형률 속도 민감도이다.

등온 응력-변형률 관계에서 응력은 Zener-Hollomon 매개변수(Z)를 통해 온도와 변형률 속도에 의존한다. 활성화 에너지는 Zener-Hollomon 파라미터와 Arrhenius 형태의 방정식으로부터 구할 수 있다.

$$\sigma = f(Z, \epsilon) \quad (30)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (31)$$

식 (31)은 Zener와 Hollomon에 의해 처음 제시되었고<sup>(7)</sup>, Q는 열간 변형동안의 활성화 에너지(activation energy, kJ/mol)이며, T는 절대 온도(K), R은 기체상수(gas constant, 8.314J/mol K)이다.

일반적인 경우 식 (27), (28)은 고온 변형에 적용할 때 온도에 따라 민감도

$n'$  및  $n''$ 가 변화하는 경우가 있다. 그러나 하이퍼볼릭 사인 법칙은 전 온도 범위에서 변형률 속도 민감도  $n$ 값이 일정하게 나타났다. 그러므로 구성식을 하이퍼볼릭 사인 법칙으로 선택하였다. 선택된 구성식인 하이퍼볼릭 사인 법칙은 다른 두 식 (27), (28)보다 응력과  $Z$  사이가 더 밀접하게 관계하는 것으로 알려져 있다.

응력과  $Z$  사이의 관계는 Sellars와 Tegart<sup>(7)</sup>에 의해 제안되었고, Zener-Hollomon 파라미터식 (31)과 구성방정식 식 (29)와의 관계를 이용하여 아래의 식으로 표현할 수 있다.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (32)$$

하이퍼볼릭 법칙에서 계수  $\alpha$ 와  $n$ 은 정해진 값이 아니다. 그래서, 최상의 유동응력곡선을 피팅하기 위한 최적의 값을 찾아야 한다. 여기서,  $\alpha$ 를  $0.005 \text{ (MPa}^{-1}\text{)}$ 으로 사용하였다.

$$\ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} \quad (33)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] + C \quad (34)$$

Fig. 20에서는 응력과 변형률 속도에 대한 각각의 온도로부터 기울기인  $n$ 값을 구한 후 평균값으로 나타내었고, 각각의 기울기가 실험 온도 조건 범위 안에서는 일정함을 나타내며,  $n=4.0$ 임을 알 수 있다.

일정 변형 속도 하에서는  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 와  $1/T$ 의 관계에서 구할 수 있다. Fig. 21에서  $Q = 426 \text{ kJ/mol}$  활성화 에너지를 구하였다.

$$\ln [\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{Q}{nRT} + \left(\frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A}{n}\right) \quad (35)$$



$$\ln [\sinh (\alpha \sigma)]=\frac{Q}{n R T}+C(\text { 상수 }) \quad (36)$$

앞에서 구한  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$ 를 식 (32)에 대입한 결과를 Fig. 22에 도시하였고, 이것은 변형률 속도, 온도, 변형률을 모두 고려한 것으로써 다시 회귀분석한 결과  $n=3.978$ 로  $n=4.0$ 과 거의 일치하였다. 따라서 하이퍼볼릭 사인 법칙으로 가장 적합한 구성 방정식을 식 (37)과 같이 표현할 수 있다.

$$\dot{\epsilon}=8.2 \times 10^{15}[\sinh (0.005 \sigma)]^{4.0} \exp (-426 \mathrm{kJ} \cdot \mathrm{mol}^{-1} / R T), \quad (0.05 \leq \dot{\epsilon} \leq 5) \quad (37)$$

본 연구의 Nimonic 80A의 고온 변형에 대하여 온도, 변형률 속도, 응력의 관계를 하이퍼볼릭 사인 법칙을 적용하여 설명하였고, 활성화 에너지를 산출하였다.

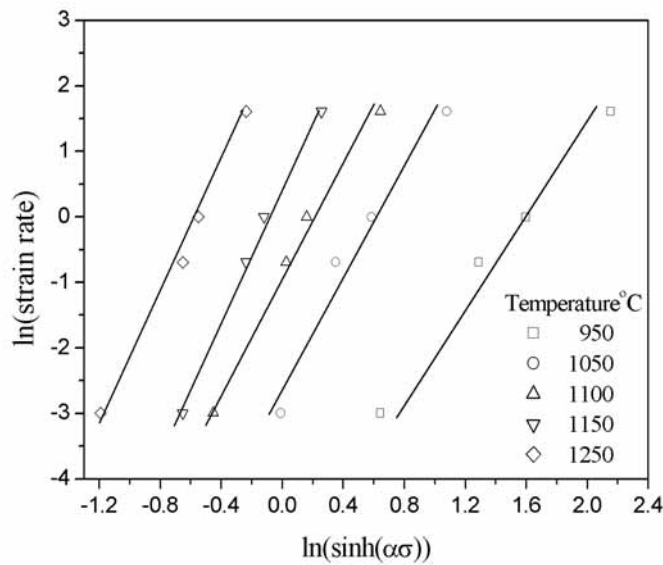


Fig. 20 Stress vs strain rate at various temperature by hyperbolic sine law

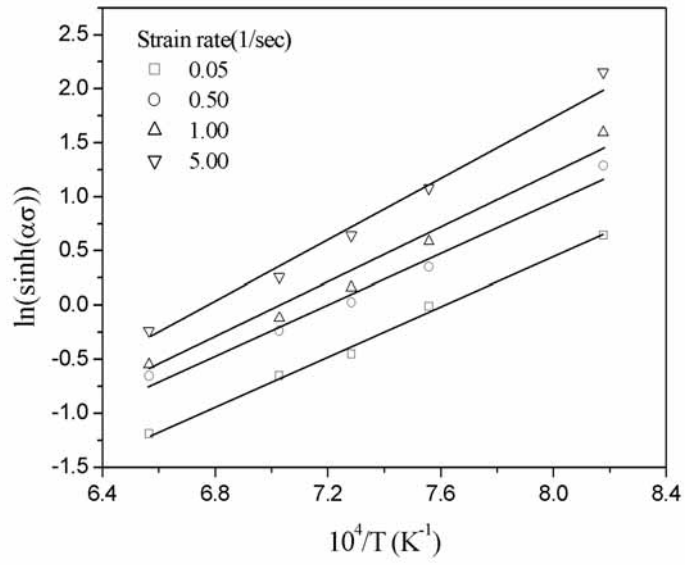


Fig. 21  $\sinh(\alpha\sigma)$  vs temperature at various strain rate

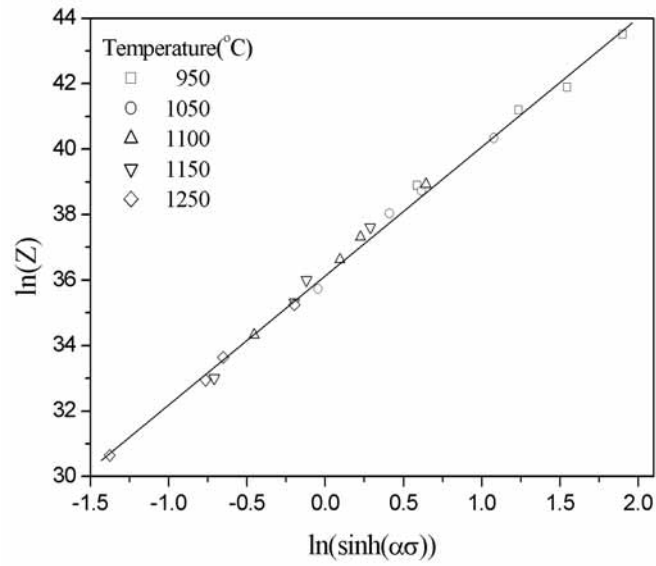


Fig. 22 Dependence of  $\sinh(\alpha\sigma)$  on Zener-Hollomon parameter

### 3.3 고온 유동곡선 모델링

고온 유동응력곡선을 표현하는데 주된 변수는 변형률( $\epsilon$ ), 온도( $T$ ), 변형률 속도( $\dot{\epsilon}$ )이다. 식 (38)은 열간 가공에서 발생하는 고온 연화현상을 고려한 유동 응력곡선을 나타내며,  $\sigma_e$ 는 가공경화와 회복 영역에서 나타내며,  $\Delta\sigma$ 는 동적 재결정에 의한 연화작용 영역에서 나타난다. 열간 가공시 유동응력식의 완전한 형태는 식 (41)과 같이 표현할 수 있다.

$$\sigma = \sigma_e - \Delta\sigma \quad (38)$$

$$\sigma_e = \sigma_p [1 - \exp(-C\epsilon)]^m \quad (\epsilon < \delta\epsilon_p) \quad (39)$$

$$\Delta\sigma = (\sigma_p - \sigma_s) [1 - \exp(-k(\frac{\epsilon - \delta\epsilon_p}{\epsilon_p})^{m'})] \quad (\epsilon > \delta\epsilon_p) \quad (40)$$

$$\sigma = \sigma_p [1 - \exp(-C\epsilon)]^m - (\sigma_p - \sigma_s) [1 - \exp(-k(\frac{\epsilon - \delta\epsilon_p}{\epsilon_p})^{m'})] \quad (41)$$

고온 변형 과정에서 동적재결정의 발생은 최대 응력( $\sigma_p$ )이 발생하는 변형률 ( $\epsilon_p$ ) 이전의 임계변형률( $\epsilon_c = \delta\epsilon_p$ )에서 발생하며  $\delta$ 를 참고문헌 (2)에서는 0.8로 참고문헌 (8), (9)에서는 0.95를 사용하였다.

위 식의 파라미터  $\sigma_p, \sigma_s, \epsilon_p, c, m, k, m'$ 은 기초 실험에서 구한 데이터와 고온 가공의 공정변수인 온도, 변형률 속도, 활성화 에너지에 의해 비선형 최소자승법으로 구했고, 유동응력을 무차원 매개변수  $Z/A$ 를 이용하여 수식화하였다.

$$\sigma_p = 185.0 \left( \frac{Z}{A} \right)^{0.17} \quad (42)$$

$$\epsilon_p = 0.199 \left( \frac{Z}{A} \right)^{0.0657} \quad (43)$$

$$\sigma_s = 138.0 \left( \frac{Z}{A} \right)^{0.17} \quad (44)$$

$$C = 21.0 \left( \frac{Z}{A} \right)^{-0.034} \quad (45)$$

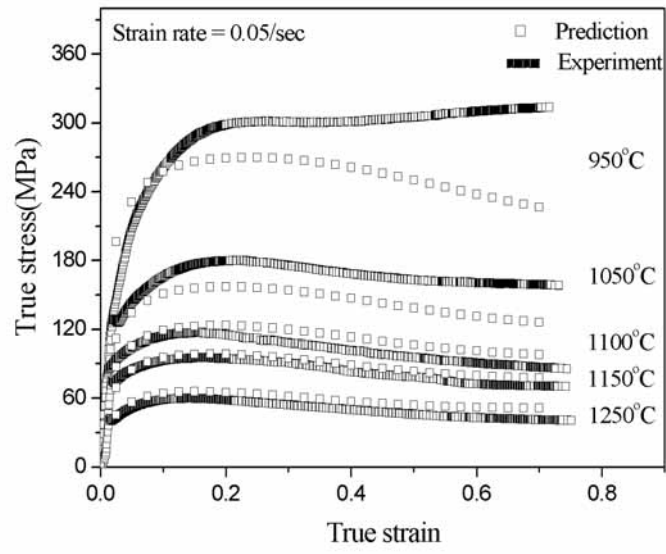
$$m = 0.38 \left( \frac{Z}{A} \right)^{-0.05} \quad (46)$$

$$k = 0.20 \left( \frac{Z}{A} \right)^{0.008} \quad (47)$$

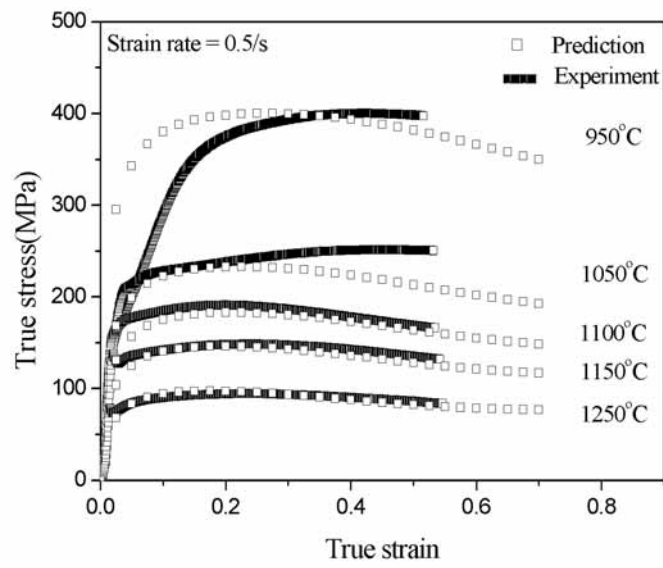
$$m' = 2.20 \left( \frac{Z}{A} \right)^{0.01} \quad (48)$$

식 (42)-(48)은 고온 유동곡선식인 식 (41)에 대입하여 하나의 고온 유동곡선으로 표현하고 고온 압축실험에서 구한 데이터와 비교하였다. Fig. 23의 (a)-(d)는 변형률 속도에 상관없이 1100℃ 이상에서는 변형률과 응력 관계에서 실험값과 본 연구의 모델링에서 예측된 값이 잘 일치하였으나 950℃에서는 잘 일치하지 않았다. 그 이유는 낮은 온도에 의해 동적 연화 발생과 관련이 있는 것으로 생각된다.

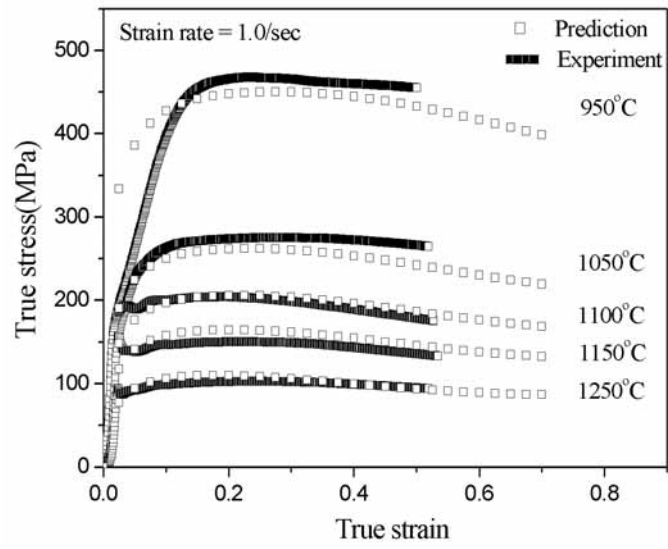
따라서 본 연구에서 설정한 무차원 매개변수  $Z/A$ 를 활용한 고온 유동곡선은 하나의 식으로 모델링을 하였고, 이를 통하여 고온 유동곡선을 용이하게 예측할 수 있는 장점이 있다.



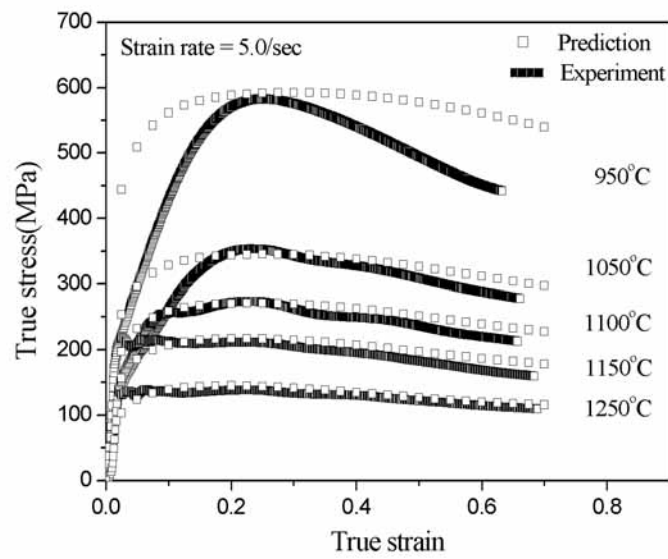
(a)  $\dot{\epsilon}=0.05/\text{sec}$



(b)  $\dot{\epsilon}=0.5/\text{sec}$



(c)  $\dot{\epsilon}=1.0/\text{sec}$



(d)  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$

Fig. 23 The relationship between experimental and predicted high temperature flow curves of Nimonic 80A in various strain rate and temperatures

### 3.4 동적 재결정 및 입자 성장 모델링

다양한 온도와 변형률 속도에서 압축 실험에 의해서 동적 재결정 실험을 하였다. Table 3, 4, 5는 참고문헌에 있는 동적 재결정 분율, 입자 크기, 입자 성장에 대한 모델링식이며 여러 종류의 소재에 대해 나타내었다. 본 연구에서는 참고문헌에 있는 식과 같은 모델을 인용하여 Nimonic 80A에 적합한 변수를 찾아서 미세조직 변화 현상을 모델링하였다.

변형률에 따라 동적 재결정이 발생하는 정도를 식 (49)와 같이 동적 재결정 분율을 표시하였다.

$$X_{\text{dyn}} = 1 - \exp \left[ -0.693 \left( \frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}} \right)^{2.0} \right] \quad (49)$$

$$\epsilon_{0.5} = 10^{-4} D_o^{0.3} \dot{\epsilon}^{0.1} \left[ \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \right]^{0.2} \quad (50)$$

여기서,  $\epsilon_{0.5}$ 은 50% 동적 재결정이 발생하는 변형률이며,  $D_o$ 는 초기 입자 크기를 나타낸다.

Fig. 24는 초기 입자 크기를 200 $\mu\text{m}$ 로 하였을 때 각 온도에 대한 동적 재결정 분율을 나타낸다. 공정변수인 변형률, 변형률 속도, 온도, 초기 입자 크기에 따라 동적 재결정 분율이 달라짐을 알 수 있다. 변형률이 많고, 변형률 속도가 낮고, 온도가 높고, 초기 입자 크기가 작을수록 재결정이 상대적으로 많이 발생함을 알 수 있다.

식 (51)은 동적 재결정 입자 크기를 표현하는 식이며 고온가공에서 공정변수인 온도, 변형률 속도의 함수로 표시하고 있다. 한편 동적 재결정된 시편을 미세조직 관찰에 의해 동적 재결정된 입자 크기를 구하였다.

$$D_{\text{dyn}} = 1.2 \times 10^7 \dot{\epsilon}^{-0.08} \left[ \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \right]^{-0.36} \quad (51)$$

Fig. 25는 열간 단조구간의 온도 범위에서 재결정된 입자 크기와 예측된 결과를 비교하여 도시하였다. 변형률 속도가 크고 온도가 낮을수록 동적 재결정 입자 크기가 작아짐을 알 수 있다. Photo 1-3은 변형률 속도 0.05-5/sec, 온도 1100-1250℃에서 미세조직 사진이다. 온도 1100℃에서 평균 입자 크기가 20μm이며 1250℃에서 평균 입자 크기가 60μm로 관찰되었다. 온도에 따라 동적 재결정 입자 크기가 다름을 알 수 있었다. 변형률 속도가 0.05/sec에서는 재결정과 입자 성장이 혼합되어 결정립이 뚜렷이 보이질 않았으며 변형률 속도가 5/sec에서는 결정립이 뚜렷이 보이나 빠른 변형속도에 의해 많은 변형열이 발생하여 입자 크기가 예측된 결과보다 크게 관찰되었다.

동적 재결정 발생 후 일정한 온도, 시간에서 입자 성장이 발생한다. 이러한 실험은 열간 단조공정에서 입자 크기를 제어하는데 필요한 실험이며 입자 성장은 시간과 온도, 초기 입자의 크기에 따라 달라진다. 식 (52)는 시간, 온도, 초기 입자 크기에 의해 표현되었다. 변형 후 일정한 온도에서 유지시간에 따른 입자 크기 변화를 미세조직 관찰하여 식 (52)를 구하였다.

$$D^2 = D_0^2 + 1.4 \times 10^{17} t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (52)$$

여기서  $D_0$ 은 초기 입자 크기를 나타내며,  $t$ 는 유지시간(sec),  $T$ 는 온도(K)를 나타낸다.

Fig. 26은 열간 단조구간의 온도 범위에서 동적 재결정 후 유지시간 동안 성장에 의한 입자 크기와 예측된 결과를 비교하여 도시하였다. Photo 4-6은 변형률 속도 5/sec, 온도 1100-1250℃에서 동적 재결정 입자가 유지시간 동안 입자 크기 변화를 미세조직 관찰한 것이다. 1100℃에서 변형 후 10초,



100초 동안 등온 유지 후 입자 크기를 관찰해 보니 적은 성장을 보였으나, 1250℃에서 변형 후 10초, 100초 동안 등온 유지 후 입자 크기를 관찰해 보니 매우 짧은 시간에 많은 성장을 보였다.

Table 3 Equation of critical or peak strain

Equation of critical or peak strain	Material	Reference
$\epsilon_c = 8.03 \times 10^{-4} D_o^{0.167} \dot{\epsilon}^{-0.01} Z^{0.177}$	Carbon steel	26
$\epsilon_c = 5/6\epsilon_p$ $\epsilon_p = 1.318 \times 10^{-2} D_o^{0.174} \dot{\epsilon}^{0.165} \exp(2926/T)$	Carbon steel	7-10
$\epsilon_c = 0.8\epsilon_p$ $\epsilon_p = 6.79 \times 10^{-4} D_o^{0.3} Z^{0.17}$	C-Mn	3
$\epsilon_c = 8.87 \times 10^{-4} D_o^{0.2} Z^{0.099}$ when $\dot{\epsilon} \geq 0.01/\text{sec}$	Inconel 718	35, 37

Table 4 Equation of grain size or fraction in dynamic recrystallization

Equation of grain size or fraction in DRX	Material	Reference
$D_{\text{dyn}} = 10^{-4} Z^{-0.189}$ $X_{\text{dyn}} = 1.0$	Carbon steel	26
$D_{\text{dyn}} = 38.26 (Z/A)^{-0.08}$ $X_{\text{dyn}} = 1 - \exp\left[-k\left(\frac{\epsilon - \alpha\epsilon_p}{\epsilon_p}\right)^m\right]$	Low alloy steel	7-10
$D_{\text{dyn}} = 0.743 D_o^{0.67} \epsilon^{-1}$	C-Mn	4
$D_{\text{dyn}} = 1.301 \times 10^{-3} Z^{-0.1243}$ $X_{\text{dyn}} = 1 - \exp\left[-\ln 2 \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_{0.5}}\right)^{1.68}\right]$ $\epsilon_{0.5} = 0.037 D_o^{0.2} Z^{0.058}$ , when $T \leq 1038^\circ\text{C}$ $X_{\text{dyn}} = 1 - \exp\left[-\ln 2 \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_{0.5}}\right)^{1.9}\right]$ $\epsilon_{0.5} = 0.029 D_o Z^{0.058}$ , when $T \geq 1038^\circ\text{C}$	Inconel 718	35, 37

Table 5 Equation of grain growth in recrystallization

Equation of grain growth	Material	Reference
$D_s^2 = D_{st}^2 + 6.2 \times 10^6 t^{0.635} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$ $Q = 105 \text{ kJ/mol}$	Carbon steel	26
$D^3 = D_o^3 + 1.8 \times 10^{16} t \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$	Die steel	30
$D_s^{10} = D_{st}^{10} + 5.02 \times 10^{53} t \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$ $Q = 914 \text{ kJ/mol}$ , for $T \leq 1273 \text{ K}$	C-Mn	3
$D^3 = D_m^3 + 9.8 \times 10^{19} t \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$ $Q = 437 \text{ kJ/mol}$	Inconel 718	35, 37

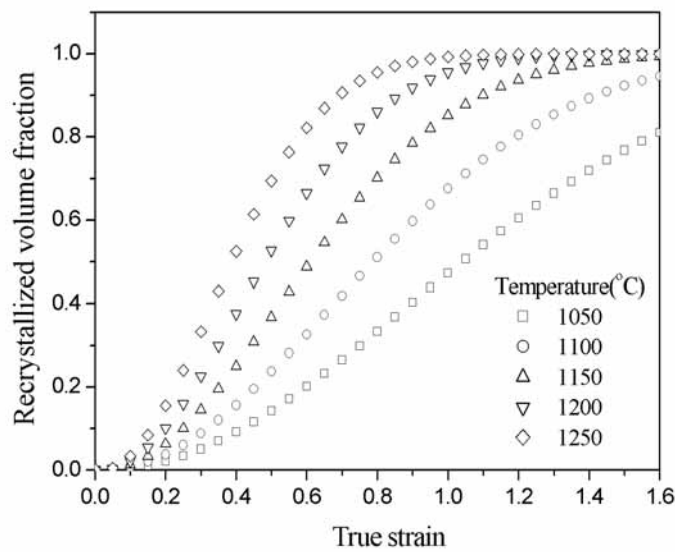


Fig. 24 Recrystallized volume fraction curves calculated in accordance with the model of Nimonic 80A in various temperatures (Initial grain size:  $200\mu\text{m}$ ,  $\dot{\epsilon}=1.0/\text{sec}$ )

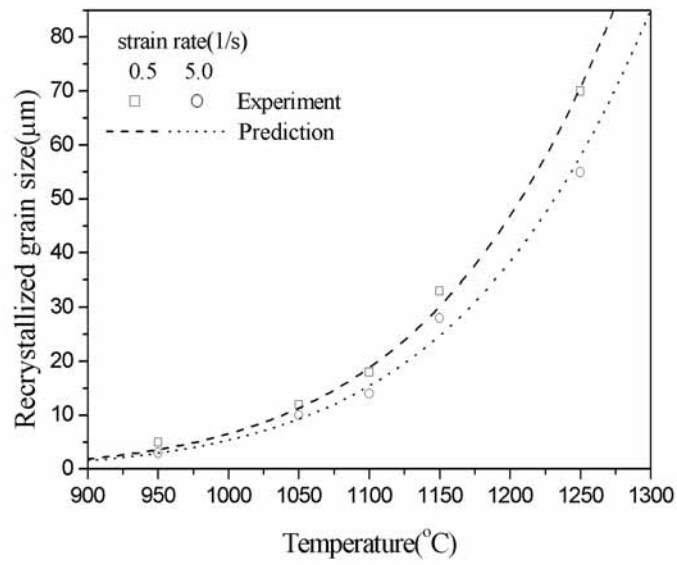


Fig. 25 The relationship between experimental and predicted dynamic recrystallized grain size of Nimonic 80A

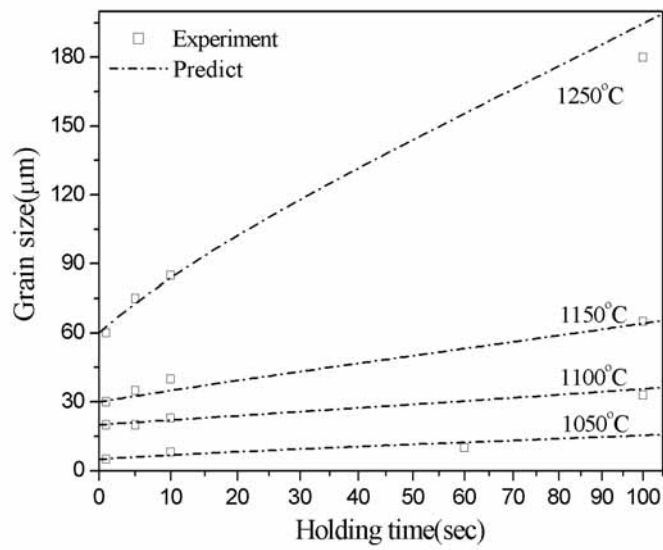
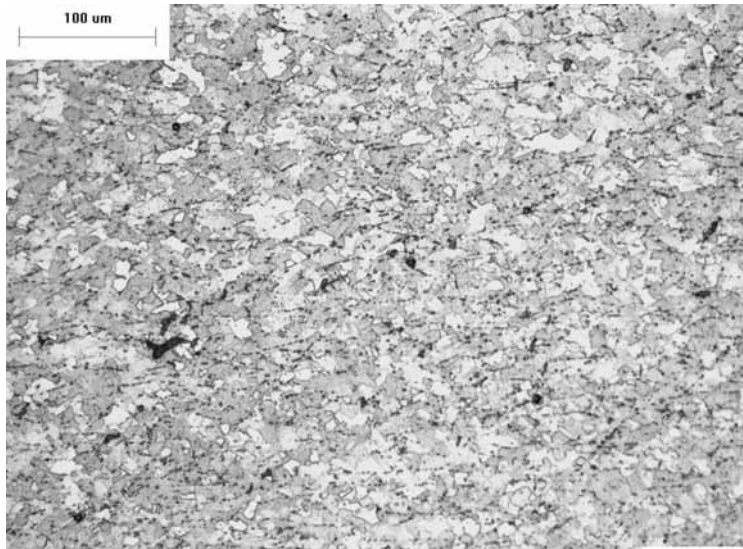
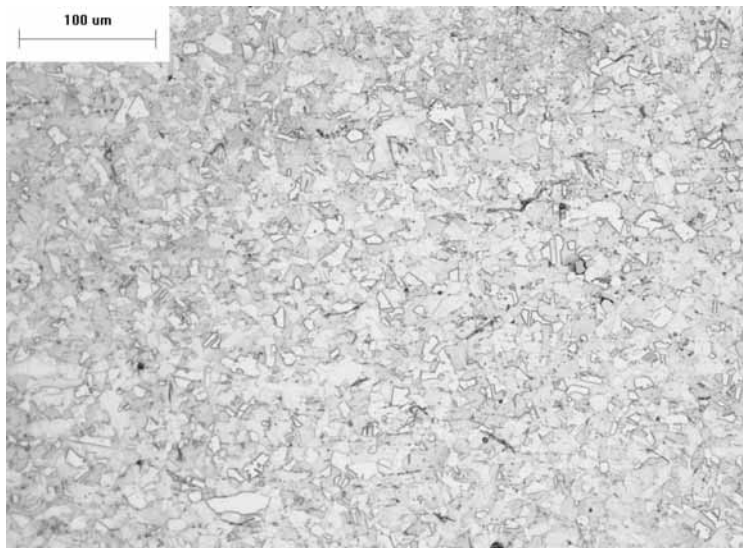


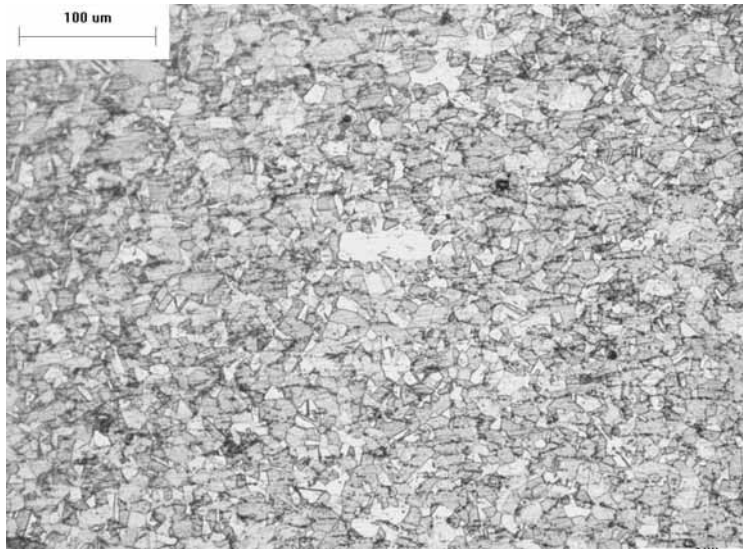
Fig. 26 The relationship between experimental and predicted grain size after grain growth during the holding period of Nimonic 80A



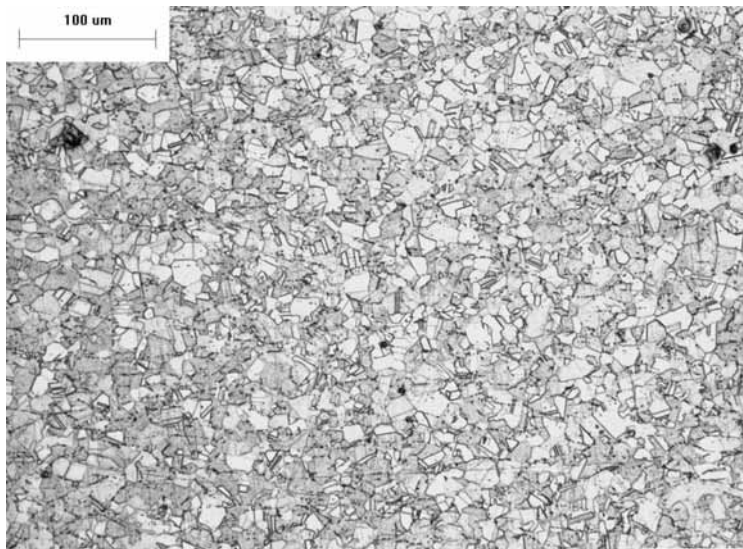
(a)  $\dot{\epsilon}=0.05/\text{sec}$



(b)  $\dot{\epsilon}=0.5/\text{sec}$

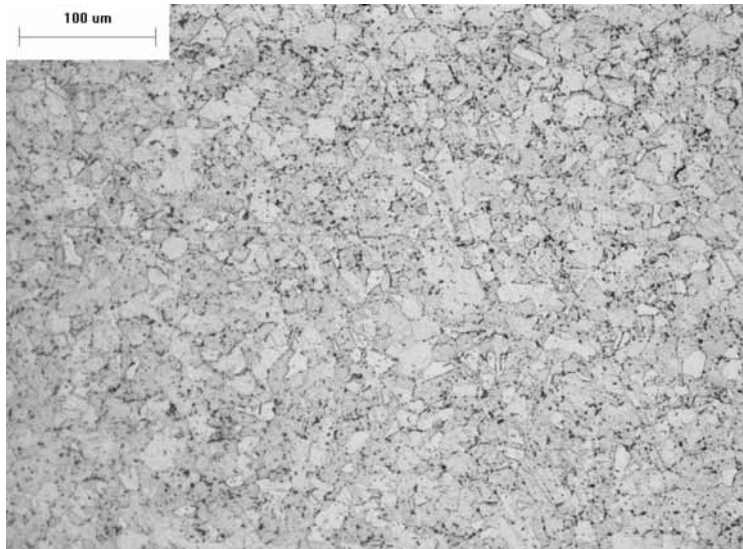


(c)  $\dot{\epsilon}=1.0/\text{sec}$

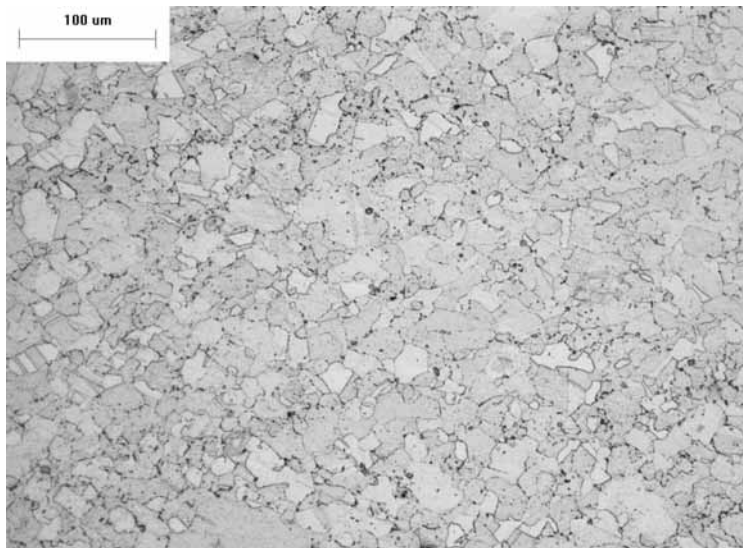


(d)  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$

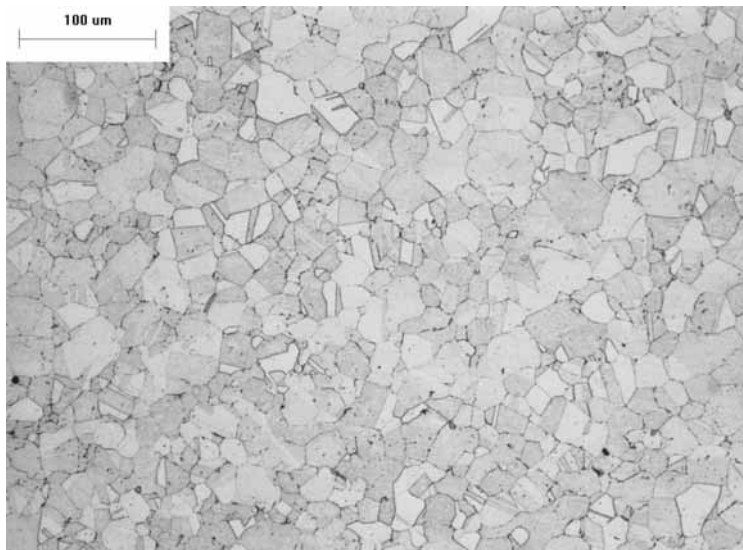
Photo 1 Microstructures of hot compressed specimen at 1100°C in various strain rate



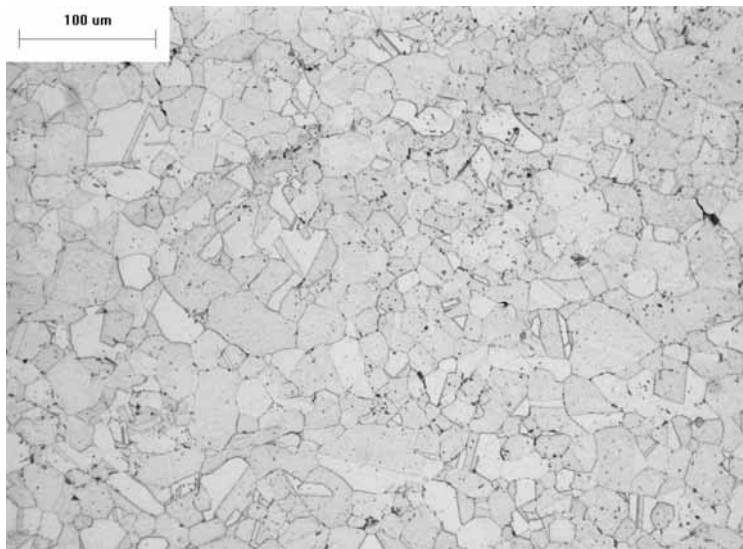
(a)  $\dot{\epsilon}=0.05/\text{sec}$



(b)  $\dot{\epsilon}=0.5/\text{sec}$

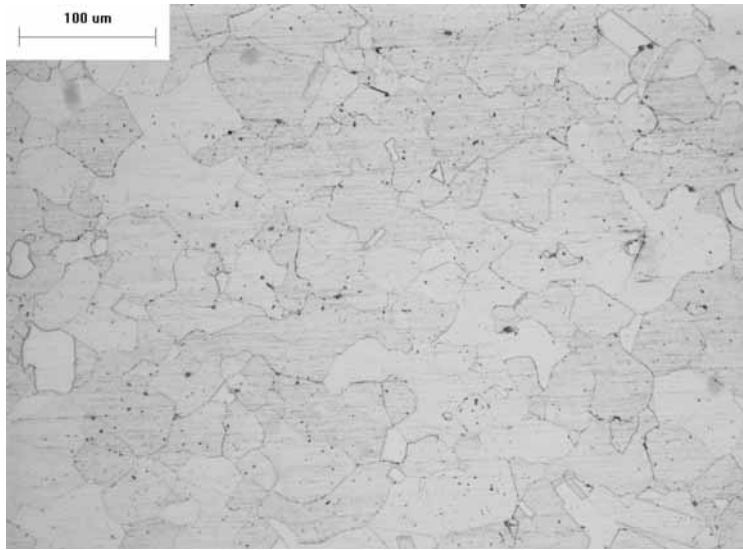


(c)  $\dot{\epsilon}=1.0/\text{sec}$

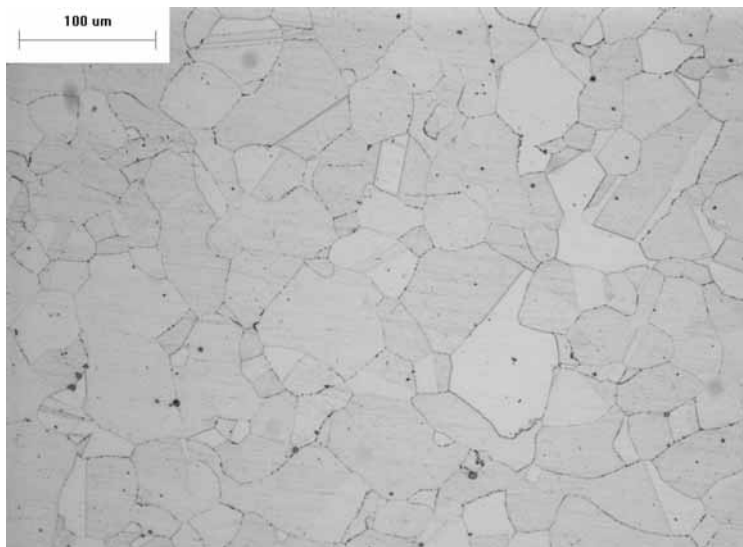


(d)  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$

Photo 2 Microstructures of hot compressed specimen at 1150°C in various strain rate

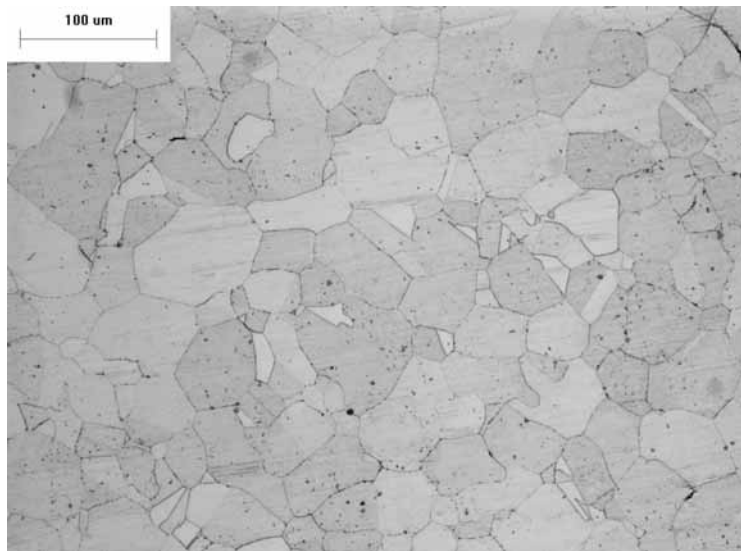


(a)  $\dot{\epsilon}=0.05/\text{sec}$

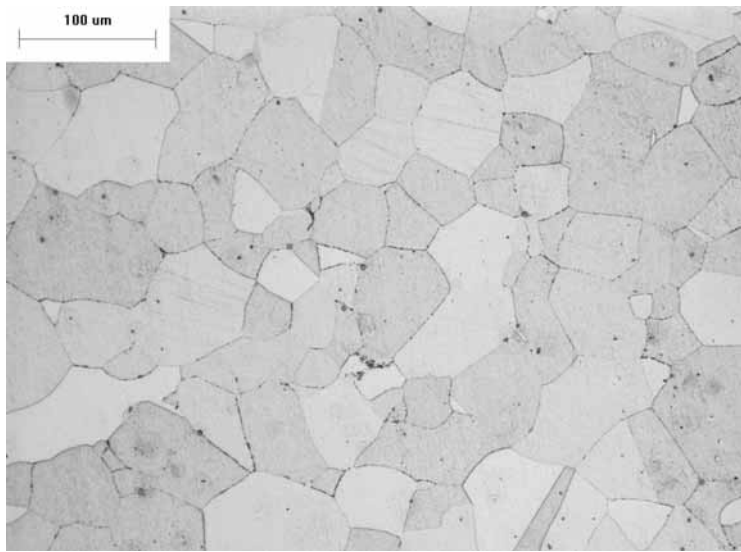


(b)  $\dot{\epsilon}=0.5/\text{sec}$



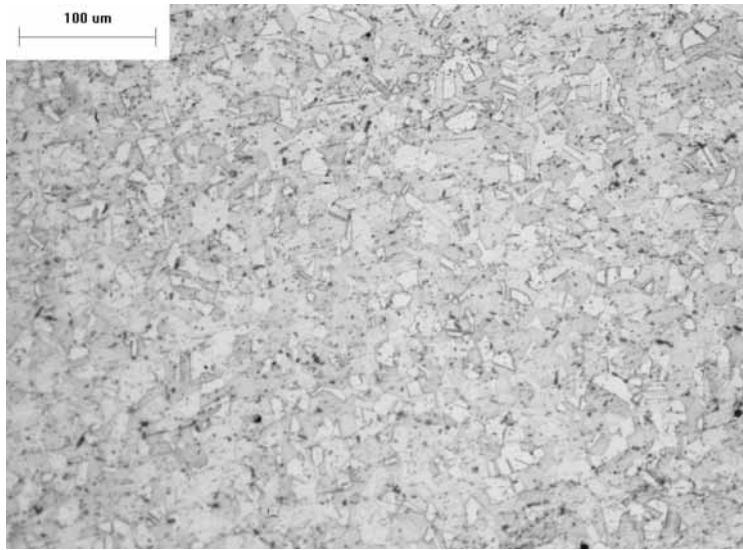


(c)  $\dot{\epsilon}=1.0/\text{sec}$

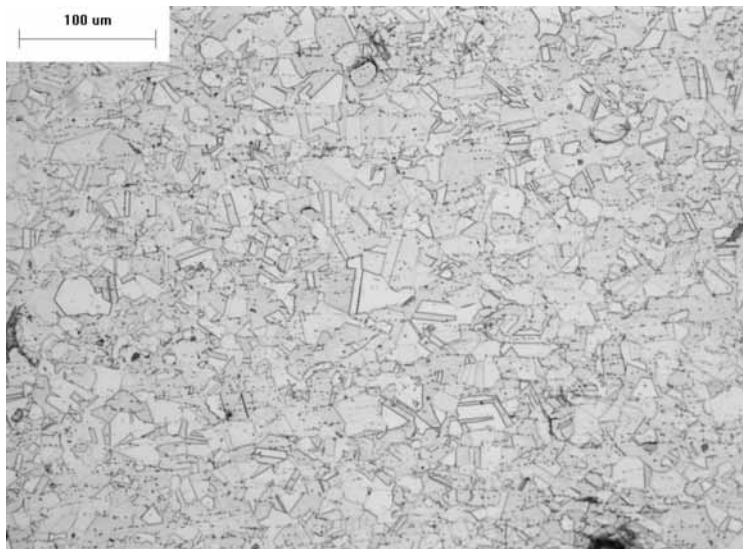


(d)  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$

Photo 3 Microstructures of hot compressed specimen at 1250°C in various strain rate

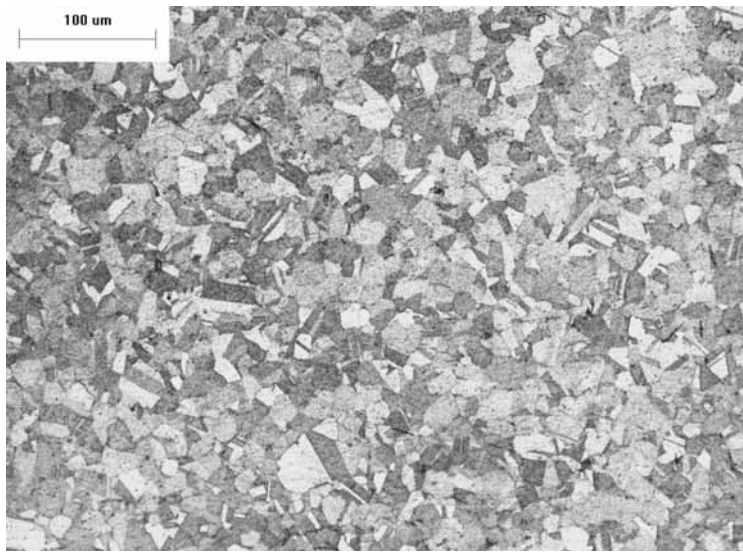


(a) holding time: 10sec

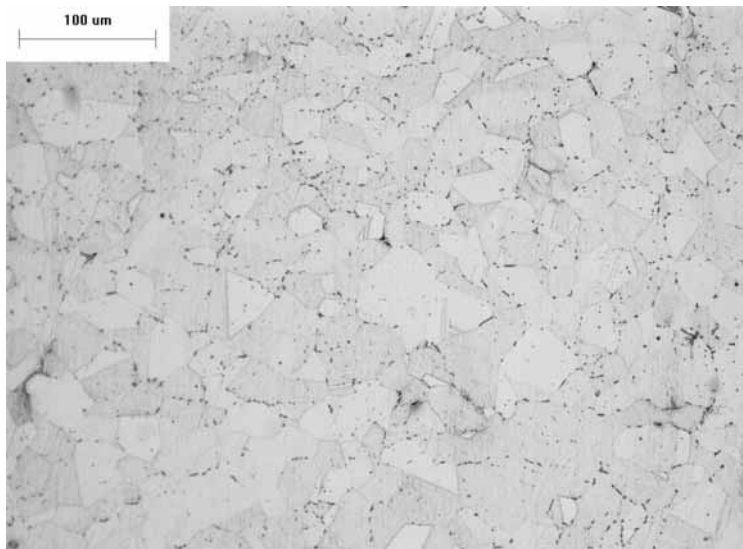


(b) holding time: 100sec

Photo 4 Microstructure in growth during the holding period at  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$  and  $1100^{\circ}\text{C}$

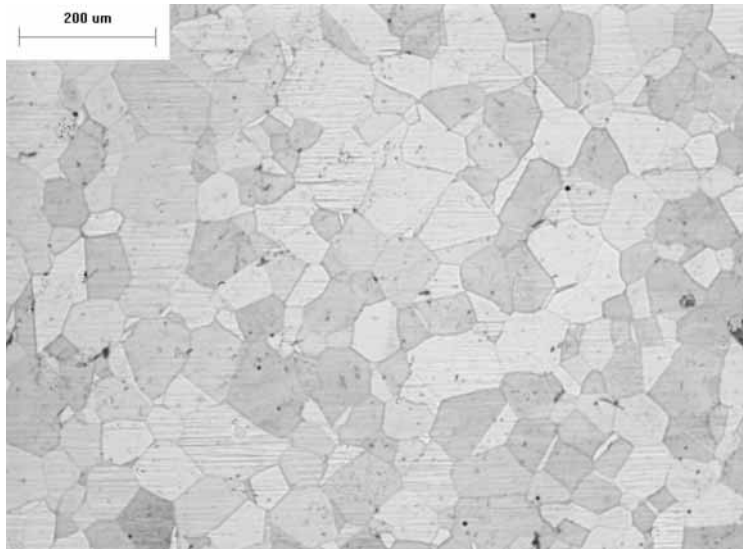


(a) holding time: 10sec

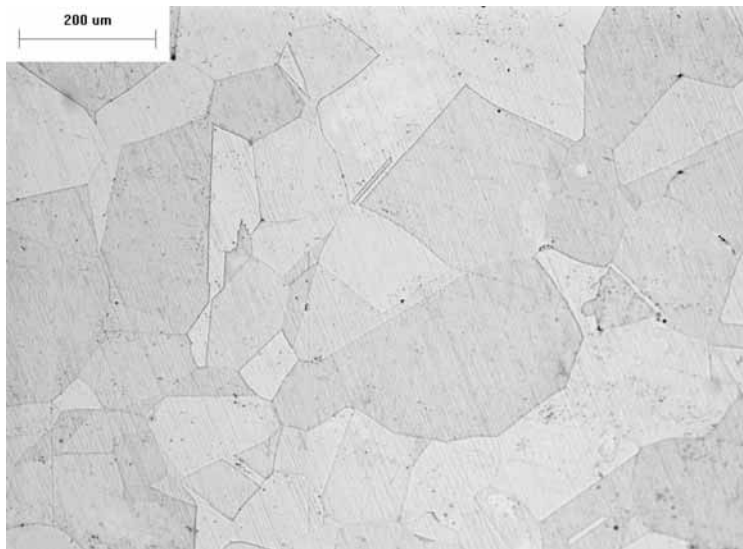


(b) holding time: 100sec

Photo 5 Microstructure in growth during the holding period at  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$  and  $1150^{\circ}\text{C}$



(a) holding time: 10sec



(b) holding time: 100sec

Photo 6 Microstructure in growth during the holding period at  $\dot{\epsilon}=5.0/\text{sec}$  and  $1250^{\circ}\text{C}$

## 4. Nimonic 80A의 열간 형단조 해석

### 4.1 시뮬레이션 방법

시뮬레이션을 하기 위해선 고온 유동곡선, 임계변형률, 동적 재결정 입자 크기, 동적 재결정 분율, 입자 성장에 대한 Nimonic 80A의 수학적 모델식을 열점소성 유한요소법에 적용시킨다. 열간 공정변수인 변형률, 온도, 변형률 속도, 초기 입자 크기, 시간에 대한 정보를 가지고 시뮬레이션을 한다. 동적 재결정 분율을 나타내는 식 (49), (50)에서 구한 값은 온도와 변형률에 따라 비선형으로 증분하므로 식 (53)과 같이 현재 변형률과 이전 변형률에 대한 재결정 분율의 증분을 구하여 사용한다. 식 (51)은 동적 재결정 입자 크기를 표현하는 식이며, 공정변수 값들을 사용하여 입자 크기를 구한다. 식 (51)에서 구한 입자 크기를 식 (54)에 의해 매 스텝마다 동적 재결정된 평균 입자 크기로 변환한다. 동적 재결정 평균 입자 크기는 이전 스텝에서의 재결정된 입자 크기와 현 스텝에서의 재결정된 입자 크기를 동적 재결정 분율의 비로서 구한다. 식 (55)는 현재 스텝까지의 동적 재결정 분율을 구하는 식이다. 식 (56)은 입자 성장을 표현하는 식이며 시간과 온도에 따라 비선형으로 증분함에 따라 현재 위치에서의 시간과 이전 위치에서의 시간에 대한 입자 크기 증분을 구하여 사용한다. 식 (57)은 평균 입자 크기를 표현하는 식으로써 평균 입자 크기는 재결정된 평균 입자 크기와 재결정이 되지 않는 입자 크기를 재결정 분율의 비로서 구한다.

$$X_{\text{dyn},n} = \Delta \left[ 1 - \exp \left( -A \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right)^B \right) \right] \quad (53)$$

$$\bar{D}_{\text{dyn},n} = (\bar{D}_{\text{dyn},n-1} \sum X_{\text{dyn},n-1} + D_{\text{dyn},n} X_{\text{dyn},n}) / \sum X_{\text{dyn},n} \quad (54)$$

$$\sum X_{\text{dyn},n} = \sum X_{\text{dyn},n-1} + X_{\text{dyn},n} \quad (55)$$

$$\bar{D}_{\text{dyn},n}^2 = \bar{D}_{\text{dyn},n-1}^2 + C \Delta t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (56)$$

$$\bar{D}_{m,n} = A \bar{D}_{\text{dyn},n} \sum X_{\text{dyn},n} + B D_{o,n} \cdot (1 - \sum X_{\text{dyn},n}) \quad (57)$$

식 (53)-(57)에서  $n$ 은 현재 스텝을 나타내며  $\bar{D}_m$ 은 평균 입자 크기를 표현한다. Fig. 27은 미세조직 크기를 예측하는 프로그램의 순서도이다. 초기 입력 변수로는 변형률, 변형률 속도, 온도, 초기 입자 크기, 시간이다. 여기에서 초기 입자 크기는 소재의 부분 가열에 의해 온도에 따른 입자 크기가 부분적으로 변하기 때문에 초기 입력 변수로 적용한다. 이 변수들은 매 단계마다 앞에서 구한 식들을 이용하여 계산된다. 변형률이 임계변형률을 넘으면 동적 재결정이 발생하며 변형률 증분과 변형률 속도가 영이고 일정한 온도 이상이면 입자 성장이 발생한다고 적용하였다. 수치 계산이 끝나면 다음 단계의 계산을 위해 결과 값을 초기 입력값으로 변환하는 작업을 한다.

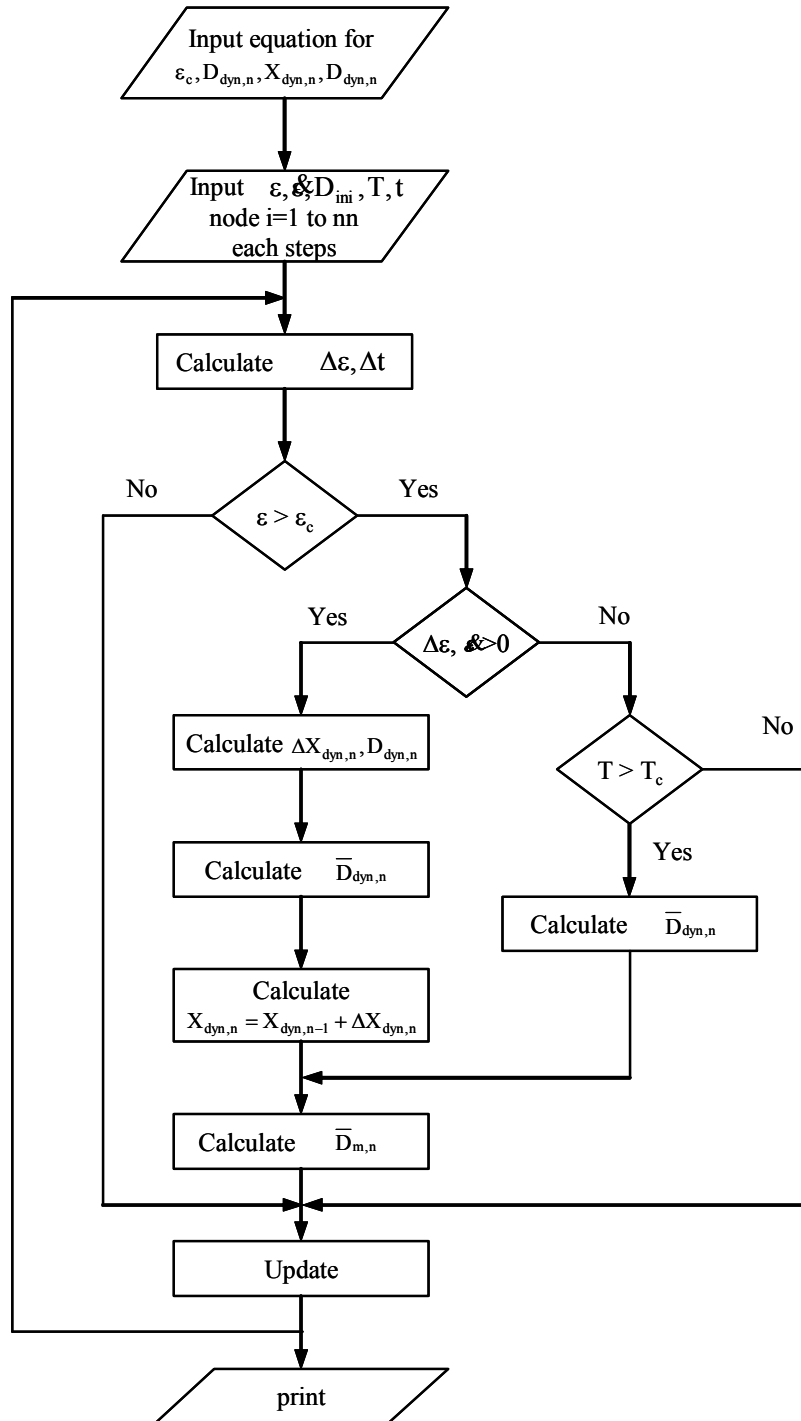


Fig. 27 Flow chart for microstructure simulation

## 4.2 사상 방법

대변형 하는 문제를 해석할 때 변형이 증가함에 따라 격자가 심한 변형 모양을 나타내고 금형 경계형상을 유한요소 격자로 표시하기가 어려워지며 격자의 변형에 의해 부정확한 해를 얻게 되거나 수렴성이 나빠지게 되므로 새로운 격자 구성이 필요하다. 새로운 격자가 생성되면 이전 격자의 변수값을 새로운 격자의 변수값으로 이전해야 새로운 정보를 가지고 다음 단계의 계산을 이어갈 수 있다. 이를 사상(mapping)이라 한다.

격자 재구성 방법<sup>(66-70)</sup>은 다음과 같다.

1. 새로운 격자를 정의한다.
2. 이전 격자의 요소 중심값으로부터 절점값을 계산한다.
3. 이전 격자의 절점좌표로부터 새로운 격자의 절점좌표에 의해 절점값을 내삽(interpolation)에 의해 구한다.
4. 새로운 격자의 요소 중심값을 구한다.

요소의 중심값을 절점값으로 구하는 방법으로 최소자승법을 이용하였고 식 (58)은 범함수를 나타내며, 이 범함수를 최소화하여 값을 구한다.

$$I = \sum_{j=0, n_e} \int_{A_j} \left( \sum_{i=0, n_d} N_i \epsilon_i - C_j \right)^2 dA_j \quad (58-a)$$

$$\frac{\partial I}{\partial \epsilon_i} = 0 \quad \text{for } i=1, 2, \dots, n \quad (58-b)$$

여기서  $n_e$ 는 전체 요소수,  $n_d$ 는 요소(2차원 사각형요소)의 절점수,  $N_i$ 는 요소의 형상함수,  $\epsilon_i$ 는 알고자 하는 절점값,  $C_j$ 는 알고 있는 요소의 값이며  $n$ 은 전체 절점수이다.

새로운 격자에서 전역 변수값은 이전 격자에 대응하는 지역좌표( $r, s$ )를 구



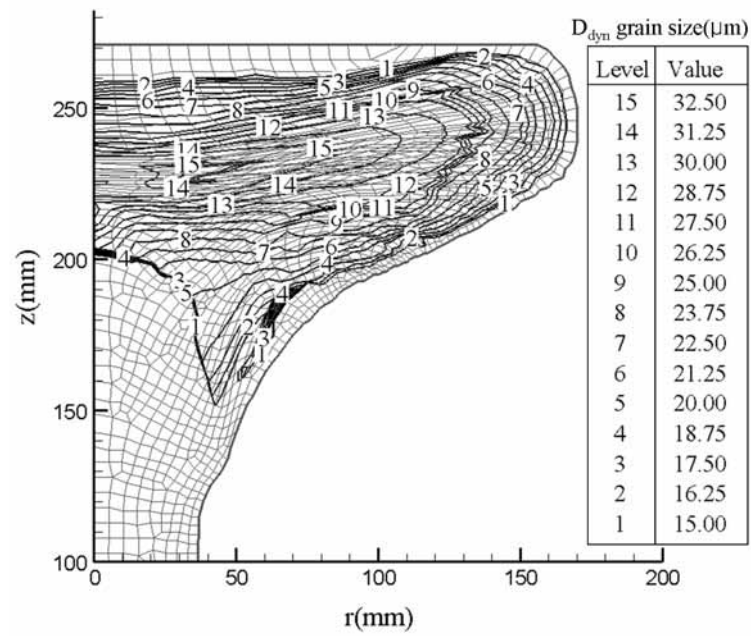
하고 이것을 이용하여 변수값을 구할 수 있다. 식 (59)는 비선형 방정식이며, 지역좌표(r, s)는 뉴턴-랩슨법에 의해 구할 수 있다.

$$\sum_i N_i(r, s)x_i - x = 0 \quad (59-a)$$

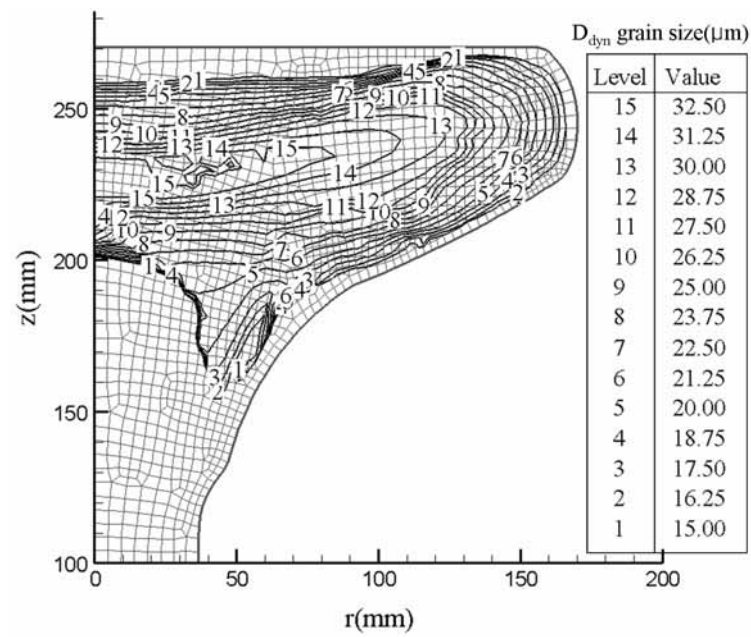
$$\sum_i N_i(r, s)y_i - y = 0 \quad (59-b)$$

$x_i, y_i$ 는 이전요소의 전역 절점 좌표값이며,  $x, y$ 는 새로운 요소의 절점 좌표값이며,  $i$ 는 절점번호이다.

열간 가공 공정변수들을 이용하여 미세조직을 예측함에 있어 동적 재결정 입자 크기, 재결정 분율과 평균 입자 크기는 이전 단계의 계산된 결과와 현 단계의 계산된 결과는 항상 연관이 되어 있다. 많은 변형에 의해 새로운 격자가 생성되면 이전 격자의 동적 재결정 입자 크기와 재결정 분율, 평균 입자 크기를 새로운 격자의 변수값으로 이전해야 새로운 정보를 가지고 다음 단계의 계산으로 이어 갈 수 있다. Fig. 28과 29는 이전 격자의 동적 재결정 입자 크기와 재결정 분율을 사상방법에 의해 새로운 격자의 변수값으로 계산하여 나타내었고 서로 잘 일치함을 알 수 있었다.

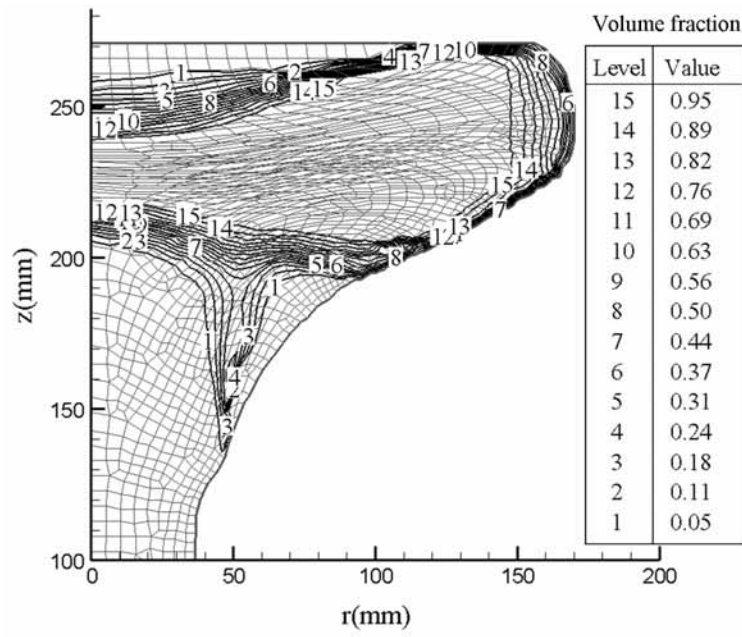


(a) before remeshing

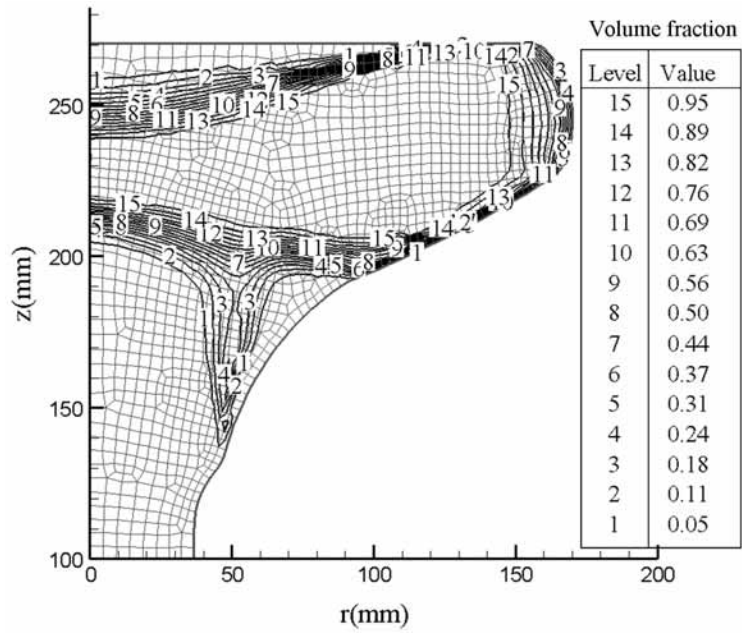


(b) after remeshing

Fig. 28 Distribution of recrystallized grain size before and after remeshing



(a) before remeshing



(b) after remeshing

Fig. 29 Distribution of recrystallized volume fraction before and after remeshing

### 4.3 고온 압축 실험 및 시뮬레이션

기초 실험 범위내의 변형률 속도, 온도, 변형률에서 등온·등속 압축 실험을 수행하였다. Nimonic 80A의 미세조직 변화에 대한 수학적 모델식을 시뮬레이션에 적용하여 재결정분율과 평균 입자 크기를 시편의 각 부위의 미세조직을 관찰하여 실험 결과와 비교하였다.

실험은 Table 6과 같이 각각 1100, 1200℃와 등속 6, 10mm/sec조건으로 수행하였고 실험 방법은 Fig. 19처럼 5℃/sec로 목표온도까지 가열하고 3분 유지한 후 46% 등속 압축하고 급속 냉각에 의해 실험을 하였다. Fig. 30은 미세조직의 관찰 부위의 위치를 도시하였다. 마찰에 의해 시편은 균일한 변형을 하지 않으므로 다른 변형률에 따른 미세조직 변화 현상을 관찰하기 위해 반경 방향과 축 방향으로 관찰 위치를 정하였다.

Fig. 31은 실험 1에서의 시뮬레이션 결과이며, 변형률, 온도 분포, 동적 재결정 분율, 평균 입자 크기를 나타낸다. 시편 중심부인 [a]부위는 다른 부위보다 많은 변형에 의해 변형열이 발생하여 온도가 18℃ 상승하였으며, 재결정은 90% 발생하였고 평균 입자 크기가 24μm로 나타났다. 중심에서 반경방향으로 갈수록 적은 변형이 발생하며 [c]부위는 재결정이 55% 발생하였고 평균 입자 크기가 27μm로 나타났다. 중심에서 축방향으로 갈수록 마찰에 의해 적은 변형이 발생하며 [f]부위는 재결정이 12% 발생하였고 평균 입자 크기가 53μm로 나타났다. Fig. 32는 실험 2에서의 시뮬레이션 결과이다. 시편 중심부인 [a]부위는 다른 부위보다 많은 변형에 의해 변형열이 발생하여 온도가 12℃ 상승하였으며, 재결정은 90% 발생하였고 평균 입자 크기가 52μm로 나타났다. 중심에서 반경방향으로 갈수록 적은 변형이 발생하며 [c]부위는 재결정이 63% 발생하였고 평균 입자 크기가 66μm로 나타났다. 마찰에 의해 중심에서 축방향으로 갈수록 적은 변형이 발생하며 [f]부위는 재결정이 20% 발생하였고 평균 입자 크기가 200μm로 나타났다. 변형률 영향에 의해 동적 재결정 입자

크기와 재결정 분율이 다르게 발생함을 알 수 있었다.

Photo 7과 8의 (c)는 [c]부위의 미세조직 사진이며 중심보다 변형이 적게 되어 동적재결정이 각각 50, 60% 발생하였고 동적 재결정과 연신된 입자가 혼재해 있었으며 (f)는 [f]부위의 미세조직 사진이며 마찰에 의해 변형률이 적게 되어 동적재결정이 각각 10, 18% 발생하였고 동적 재결정과 연신된 입자가 관찰되었다. 본 실험으로 미세조직 거동을 예측하는 시뮬레이션 결과와 실험 결과가 잘 일치함을 알 수 있었다.

Table 6 Experiment conditions of hot compression

Experiment number	Temperature (°C)	Height reduction (%)	Die velocity (mm/sec)	Friction factor	Initial grain size (μm)
1	1100	45	6	0.5	60
2	1200	45	10	0.5	250

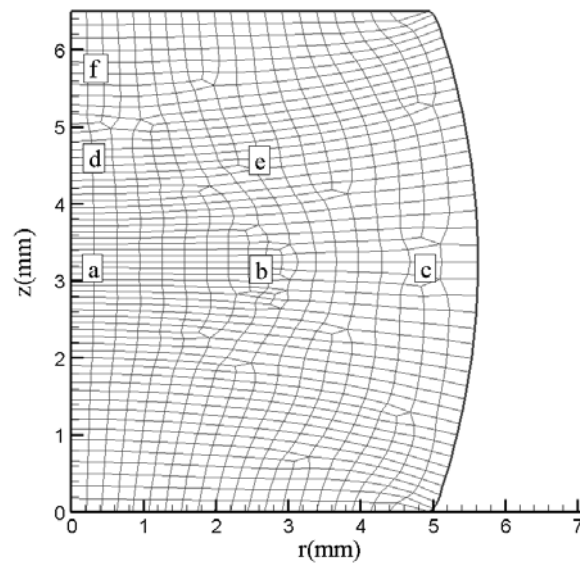
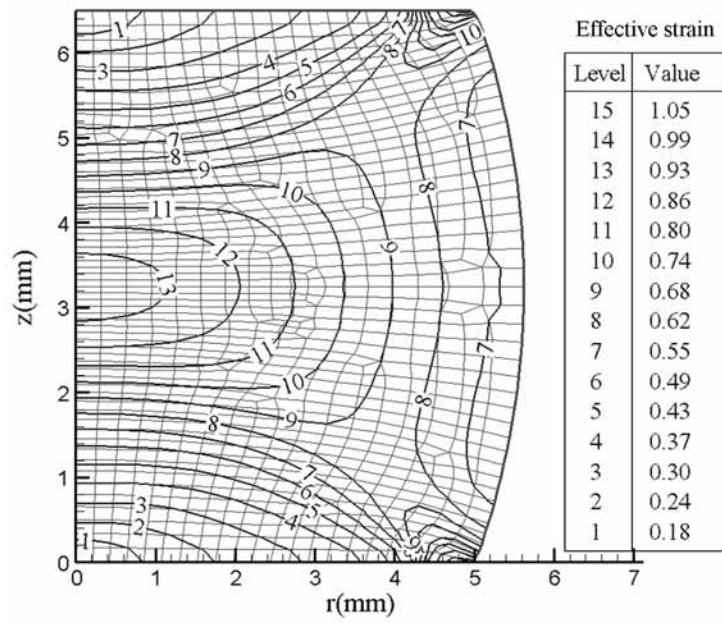
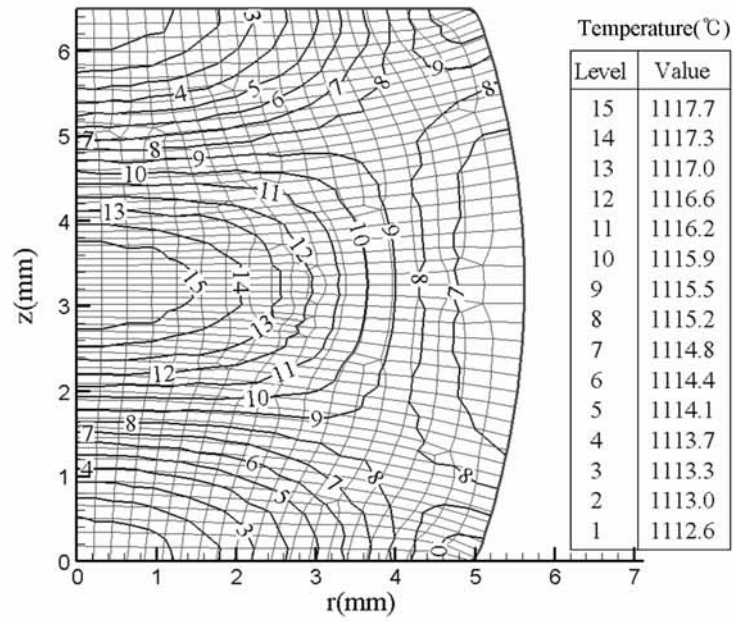


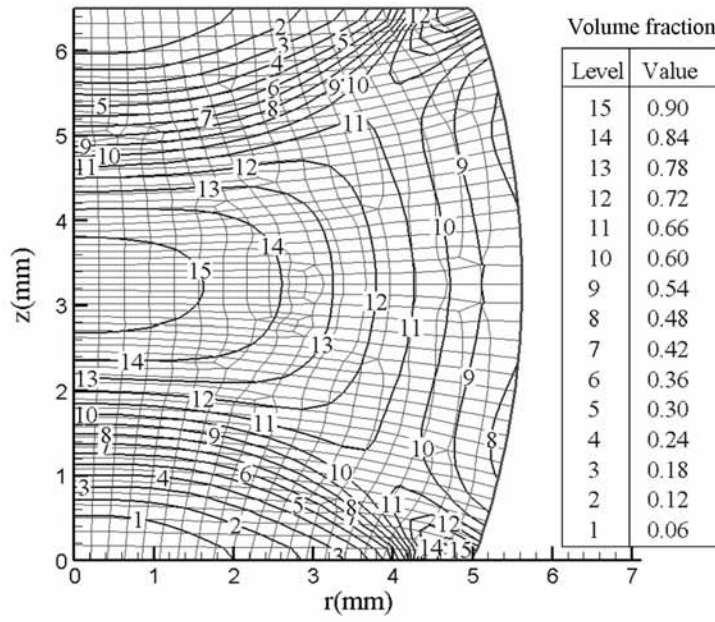
Fig. 30 Inspection positions at the section of compressed specimen



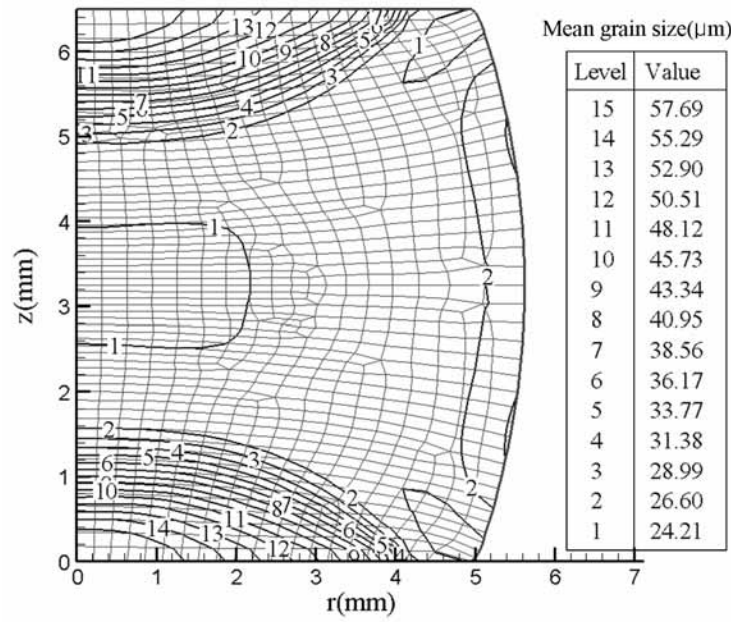
(a) distribution of effective strain



(b) distribution of temperature

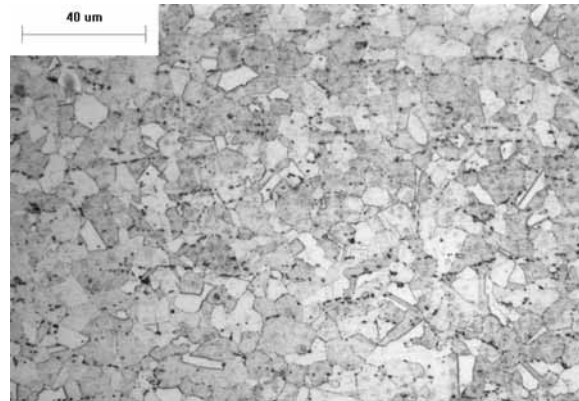


(c) distribution of dynamically recrystallized volume fraction

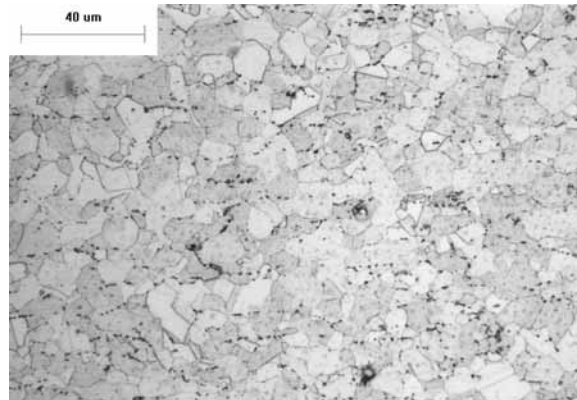


(d) distribution of mean grain size

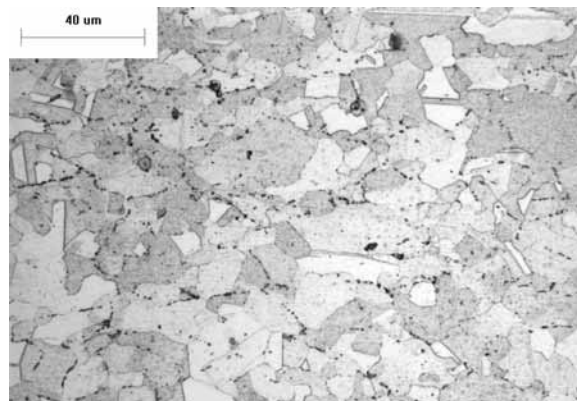
Fig. 31 FE simulation results after 46% reduction ( $1100^{\circ}\text{C}$ ,  $v=6\text{mm/sec}$ )



(a) position a

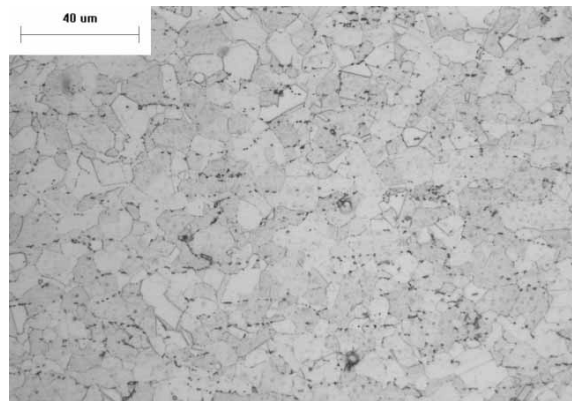


(b) position b

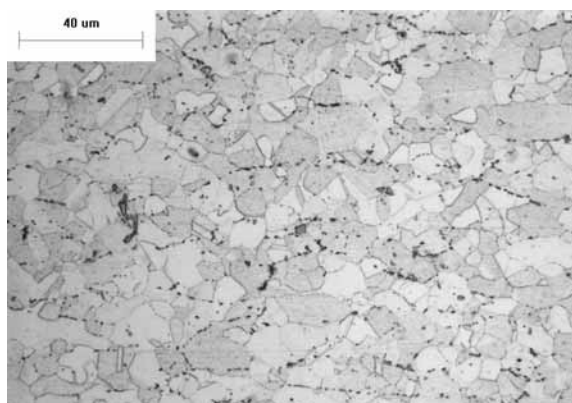


(c) position c

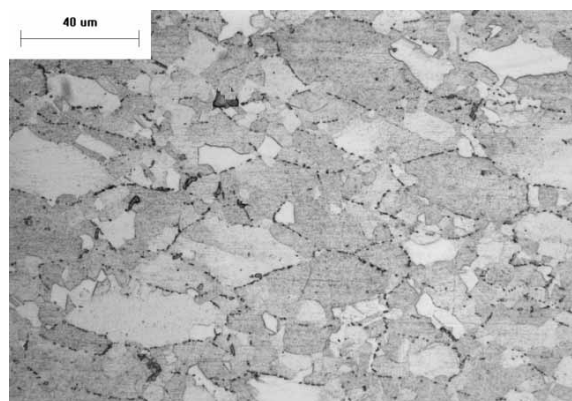




(d) position d

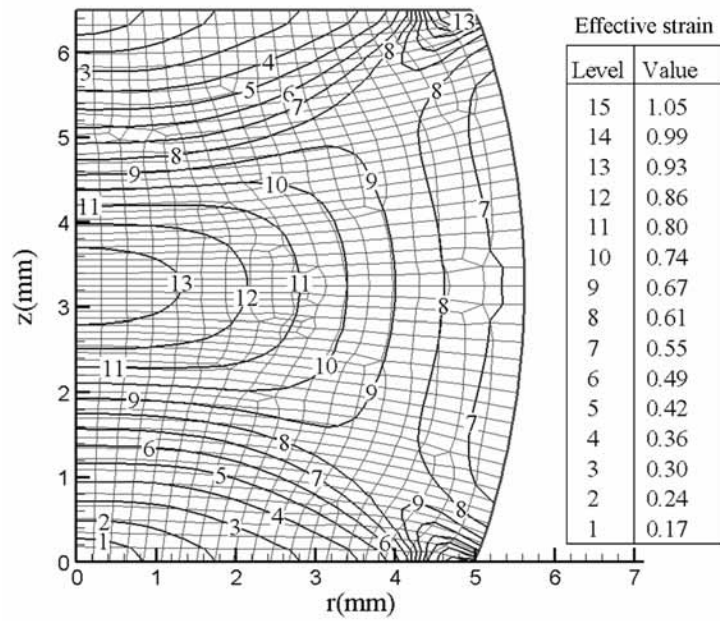


(e) position e

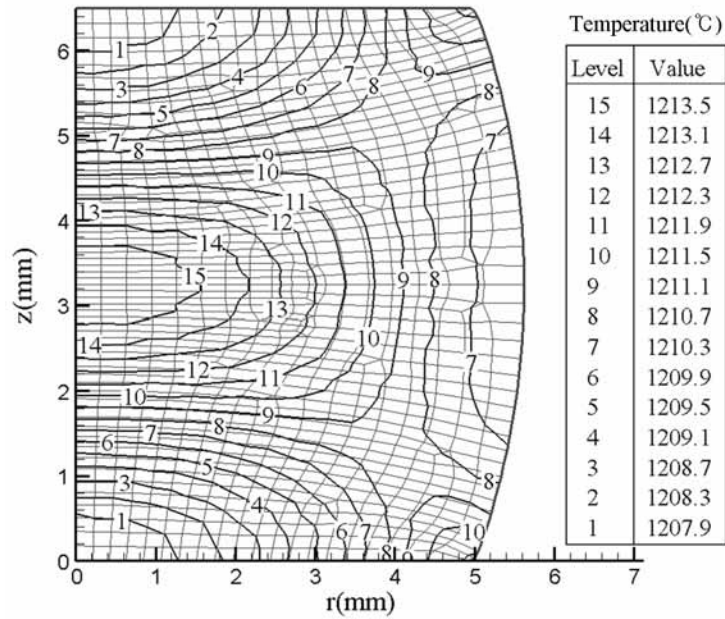


(f) position f

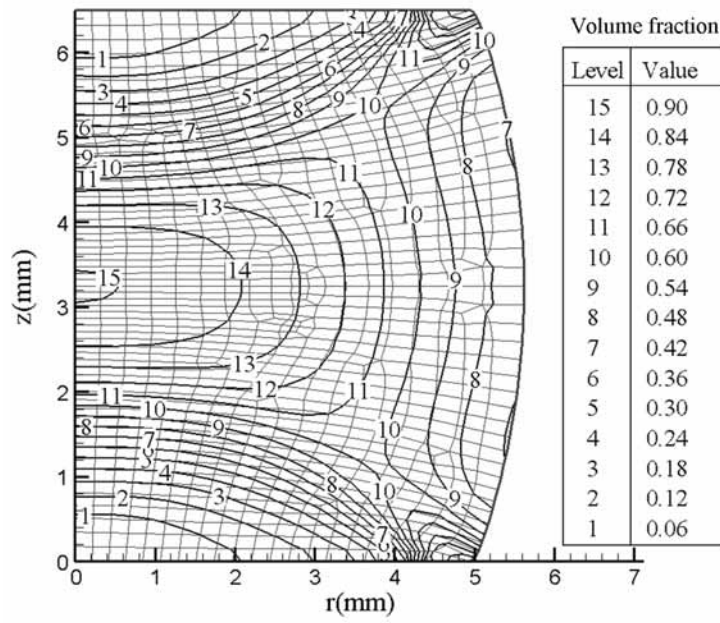
Photo 7 Microstructures of hot compressed specimen in various positions  
(1100°C,  $v=6\text{mm/sec}$ )



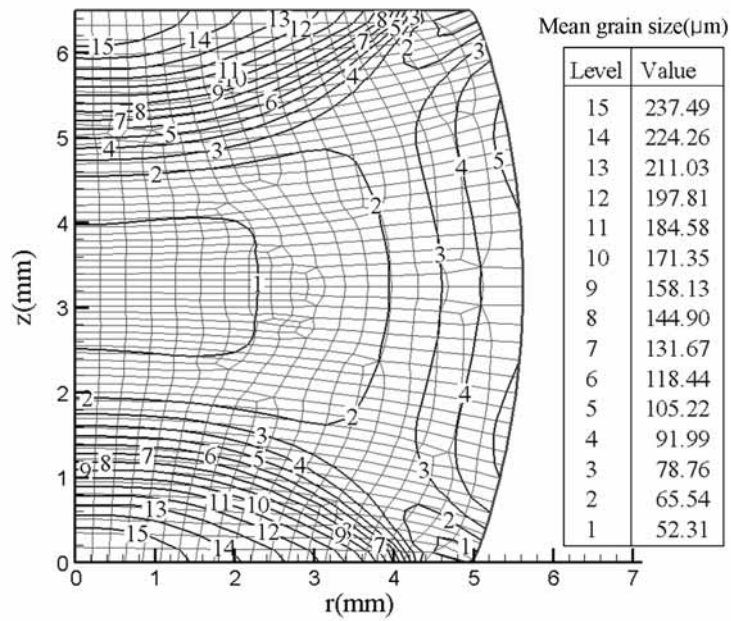
(a) distribution of effective strain



(b) distribution of temperature

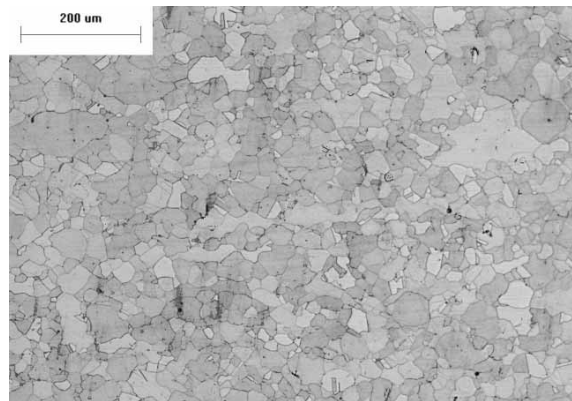


(c) distribution of dynamically recrystallized volume fraction

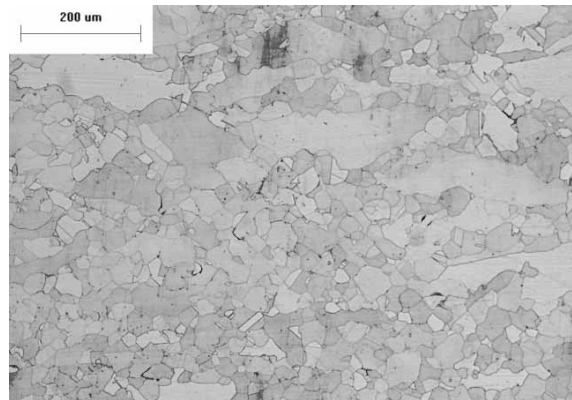


(d) distribution of mean grain size

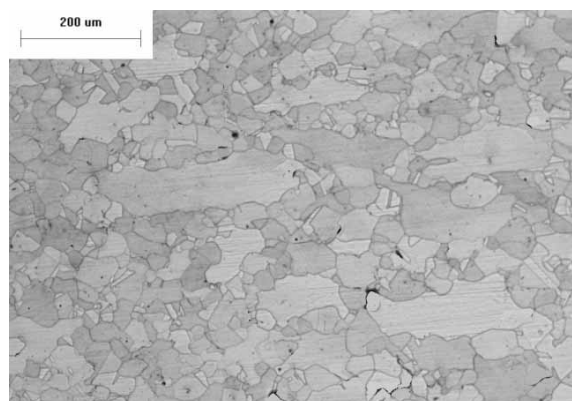
Fig. 32 FE simulation results after 46% reduction ( $1200^{\circ}\text{C}$ ,  $v=10\text{mm/sec}$ )



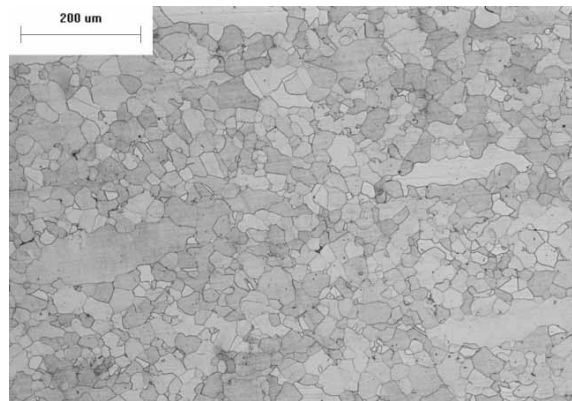
(a) position a



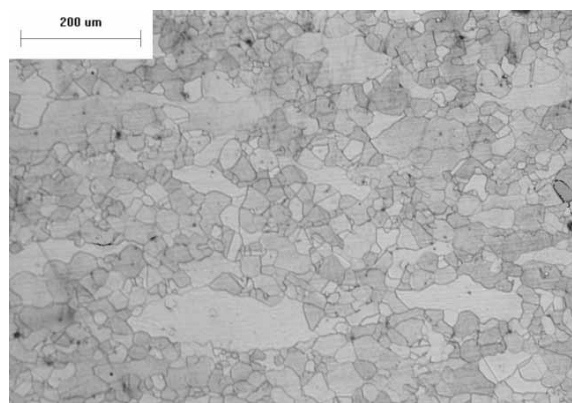
(b) position b



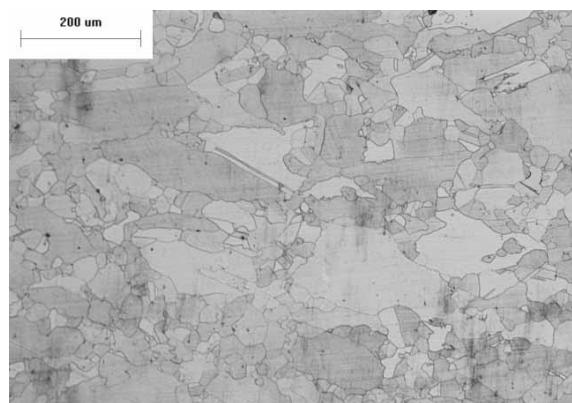
(c) position c



(d) position d



(e) position e



(f) position f

Photo 8 Microstructures of hot compressed specimen in various positions (1200°C,  $v=10\text{mm/sec}$ )

#### 4.4 실제품 실험 및 공정 시뮬레이션

MAN B&W사에서 제작하는 선박 엔진 60MC와 90MC에 사용되는 대형 배기밸브를 실험하고자 한다. 여기서 60과 90은 선박 엔진의 실린더 직경을 나타내며, 각각의 실린더 직경은 600, 900mm이다. Fig. 33과 34는 60, 90MC 배기밸브의 단조품 형상을 도시하며 60MC의 헤드부 직경은 350mm, 스템부 직경은 78mm이고 90MC의 헤드부 직경은 512mm, 스템부 직경은 118mm이다. 대형 배기밸브의 형상은 스템부의 직경과 헤드부의 직경이 4배 이상 차이가 난다. 이런 형상은 최종 성형을 하기 전 먼저 예비 성형체를 만들어야 하며 예비 성형체의 성형 조건은 최종 제품 품질에 영향을 미친다.

성형 조건에서 고려할 사항은 다음과 같다. 예비 성형체가 가열노에서 금형까지 이송시간 동안의 열전달, 성형 동안 금형과의 마찰 영향, 접촉에 의한 열전달, 소재의 특성인 높은 유동응력, 낮은 연신율 등 온도에 대한 민감성에 의해 상당히 성형하기 어렵다. 그러므로 최적의 예비 성형체가 있어도 최종 단계의 단조 조건이 적합하지 않으면 좋은 품질의 제품을 만들 수 없다. 대형 배기밸브 실험은 Table 7에서와 같이 60, 90MC의 각기 다른 제품 크기와 헤머와 유압 프레스를 이용한 성형기와 다양한 초기 단조 온도조건으로 실험하였고 실험 공정조건을 열점소성 유한요소법을 이용하여 시뮬레이션 결과와 제품의 미세조직을 비교하여 최적의 성형 공정조건을 도출하고자 한다.

Table 7 Comparison of exhaust valve forging conditions

Simulation No.	Head diameter (mm)	Forging machine	Heating temperature (°C)
Case 1	600	19ton drop hammer	1080
Case 2	600	Hydraulic press	1125
Case 3	900	Hydraulic press	1150
Case 4	900	Hydraulic press	1080

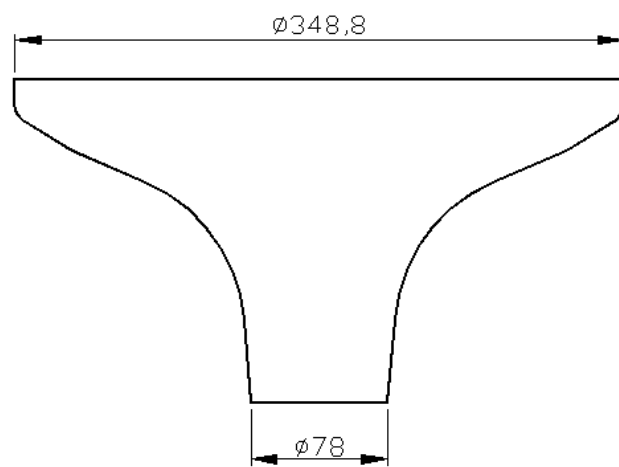


Fig. 33 Schematic of 60MC exhaust valve dimension

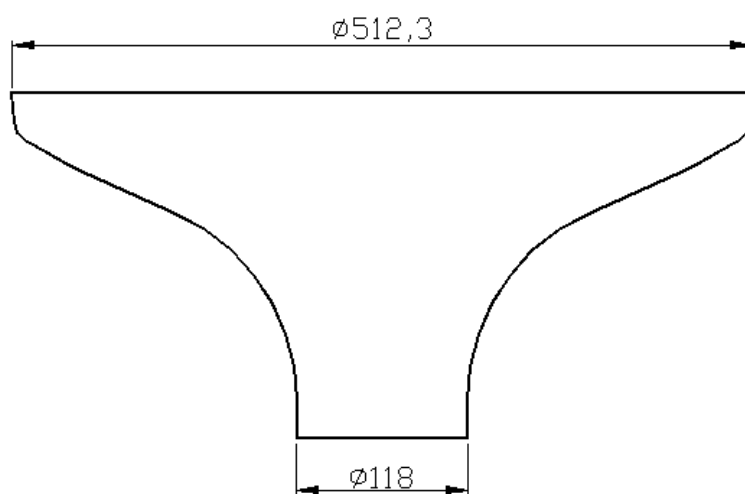


Fig. 34 Schematic of 90MC exhaust valve dimension

#### 4.4.1 실제품 실험 공정 및 품질 분석

대형 배기밸브의 제작 공정은 다음과 같다. 먼저 단조 전 예비 성형체를 만들고 이를 단조 온도까지 가열하고 열간 형단조에 의해 밸브 형상을 만든 후 열처리 공정 및 기계 가공을 거치게 된다. 이렇게 제조된 제품은 여러 품질 분석 항목에 의해 품질이 측정된다.

배기밸브 품질 분석에서 요구되는 항목은 다음과 같다.

1. 소재의 화학성분
2. 20℃와 500℃에서 경도
3. 충격강도
4. 20℃와 500℃에서 인장강도
5. 미세조직 관찰 및 입자 크기

특히 미세조직은 변형된 형상이나 거친 형상의 입자가 없어야 하며 입자 크기가 균일하고 규정값에 만족해야 한다.

Table 8과 9는 품질 분석 항목과 규정값을 나타낸다.

Table 8 Chemical composition specification<sup>(71)</sup>

	Cr	Ti	Al	Fe	C	Si	Ni
NiCr20(TiAl)	20.0	2.5	1.5	max. 3.0	-	-	bal

Table 9 Quality specification of exhaust valve<sup>(71)</sup>

Item	Specification		Item	Specification	
	20℃	500℃		20℃	500℃
Yield strength (MPa)	700	1000	Vickers hardness	min. 390	min. 340
Tensile strength (MPa)	800	1200	Charpy impact(J)	min. 35 J	
Elongation (%)	min. 15	min. 15	Grain size (ASTM No.)	Finer than or equal to No. 4	



Table 10-13은 Table 7의 Case 1의 조건에 의해 실험된 제품을 품질 분석한 값들이다. 화학성분과 경도, 충격, 인장 특성 실험에서 모두 규정치를 만족하였다. 하지만 미세조직 관찰에서는 부분적으로 규정값을 만족하지 않았다. 이것은 밸브의 형상이 매우 간단해 보이지만 헤드부만을 단조함에 있어서 스템부와 헤드부의 직경비의 차이가 상당히 크므로 단조과정에서 균일한 변형이 이루어지지 않았으며 또한 변형될 부위의 온도 조절이 미흡하였기 때문이다.

품질 분석의 모든 항목에서 규정값을 만족하는 우수한 초기 소재를 이용하여 제품을 제조하더라도 여러 제조 공정 동안 온도와 변형량의 영향에 의해 균일한 동적 재결정이 발생하지 않으면 입자 크기가 균일하지 못하거나 변형된 거친 형상이 관찰되므로 품질 규정값을 만족하지 못한다. 실제품 공정 과정을 시뮬레이션에 의해 미세조직 변화를 예측하여 실제품의 결과와 비교 분석하여 시뮬레이션의 타당성을 확인하며 또한 공정 변수에 따른 미세조직 변화를 분석하여 미세하고 균일한 미세조직을 얻고자 한다.

Table 10 Results of chemical composition (wt.%)

Component	Cr	Ti	Al	Fe	C	Si	Ni
Composition	19.5	2.51	1.78	0.78	0.059	0.12	75.2

Table 11 Results of impact test (J)

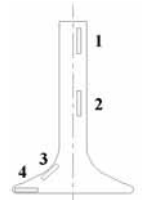
Number	No. 1	No. 2	No. 3	Avg.	Position
1	52	40	47	46	
2	41	40	40	40	
3	48	49	49	47	
4	41	44	44	43	

Table 12 Results of vickers hardness test(Hv 100g)


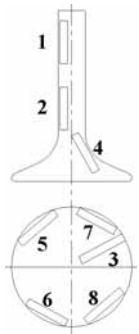
Number		In	Middle	Out	Avg.	Position
1	1 mm	427	439	440	437	
	8 mm	393	410	405	405	
2	1 mm	438	430	445	438	
	8 mm	392	411	414	406	
3	1 mm	424	436	422	427	
	8 mm	409	395	403	402	
4	1 mm	425	440	429	431	
	8 mm	399	405	395	400	

Table 13 Results of tensile test

Item		Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Position
at room temperature	1	903	1261	26.8	36.7	
	2	878	1245	26.4	36.7	
	3	916	1315	20.6	43.9	
	4	907	1300	22.0	42.7	
	5	966	1350	22.4	40.0	
	6	934	1338	23.2	42.4	
at 500℃	7	841	1218	16.6	32.8	
	8	876	1247	17.2	32.8	

#### 4.4.2 배기밸브(60MC)의 자유낙하 해머 형단조 및 시뮬레이션

대형 디젤엔진 60MC에 사용되는 배기밸브를 19ton 자유 낙하 방식 해머에 의해 형단조 실험 및 시뮬레이션을 Table 14 조건에 의해 수행하였다. 가열로에서 예비형상 소재를 1080℃로 가열하고, 초기 입자 크기를 200μm로 하였다. 가열 후 소재를 금형으로 이송동안 소재 표면의 온도가 내려가고 첫 번째 해머 단조 동안 소재에 변형열과 냉각이 발생하며 단조 후 두 번째 단조를 위해 3초간 램(ram)이 상승하였고 그 동안 소재는 금형 및 대기와의 대류에 의해 소재의 냉각이 이루어진다. 두 번째 해머 단조 후 소재는 금형에서 꺼내어 대기 중에서 냉각이 이루어진다. Table 15<sup>(54)</sup>, 16<sup>(66)</sup>은 해석에 필요한 열전달계수와 열용량을 표시하였다. Fig. 35은 초기 유한요소해석을 위한 요소형상을 나타내며, Fig. 36은 자유낙하 해머에 의한 형단조 공정을 각 단계별로 시뮬레이션 한 결과이며, 유효 변형률, 온도의 공정변수의 변화와 동적 재결정 분율, 평균 입자 크기의 미세조직 변화 과정을 도시하였다. Fig. 37은 시뮬레이션 결과인 미세조직 변화를 관찰하기 위한 위치를 도시하였고, Fig. 38은 공정에 따른 각 부위의 미세조직 변화를 항목별로 도시하였다.

Fig. 37의 [B]부위에서는 단조 전 온도가 1078℃이고, 단조 후 온도가 1135℃이므로 변형열에 의해 온도가 50℃정도 상승하였으며, 동적 재결정은 100%이상 발생하였고 평균 입자 크기가 단조 후 33μm에서 입자 성장에 의해 41μm(ASTM No. 7)로 변화되었다. 입자가 다른 부위보다 큰 이유는 많은 변형과 빠른 변형률 속도에 의해 변형열이 많이 발생하여 재결정 입자 크기가 상대적으로 크며, 중심부이므로 표면부위보다 냉각이 상대적으로 늦어 입자 성장에 의해 평균 입자 크기가 증가됨을 알 수 있었다.

Fig. 37의 [A], [C], [D], [E]부위는 표면부위이다. Fig. 38의 (a)-(d)를 보면 [A]부위는 동적 재결정은 90%, 평균 입자 크기가 31μm(ASTM No. 7)로 산출되었다. [C]부위는 동적 재결정은 85%, 평균 입자 크기가 22μm(ASTM No. 8)로 산출되었다. 따라서 재결정이 발생하기에 충분한 온도와 변형이 없었다. [D]

부위는 많은 변형과 빠른 변형률 속도에 의해 변형열이 발생하여 재결정이 일어나기에 충분한 온도조건이었으며, 재결정 발생 후 [E]부위보다 금형 접촉에 따른 상대적으로 빠른 냉각에 의해 입자 성장이 발생하지 않아 평균 입자 크기가 작게 나타남을 알 수 있었다.

Photo 9는 해머에 의해 열간 형단조 후 최종 형태의 형상으로 가공된 배기 밸브(60MC)의 헤드부 단면 형상과 미세조직 관찰 부위를 나타내었다. Photo 10의 (a)-(f)는 관찰 부위의 미세조직 사진이며 입자 크기가 다름을 알 수 있다. [A]부위는  $27\mu\text{m}$ (ASTM No. 7), [B]부위는  $25\mu\text{m}$ (ASTM No. 7), [C]부위는  $21\mu\text{m}$ (ASTM No. 8), [D]부위는  $13\mu\text{m}$ (ASTM No. 9), [E]부위는  $19\mu\text{m}$ (ASTM No. 8)로 관찰되었고 시뮬레이션 결과와 잘 일치함을 알 수 나타났다.

Table 14 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (60MC valve, drop hammer forging)

Item	Value	Unit
Workpiece heating in furnace	1080	°C
Air cooling after heating	50	sec
Upper die velocity	200-0	mm/sec
First reduction	120	mm
Second reduction	50	mm
Air cooling after forging	120	sec
Friction factor	0.3	-
Initial temperature of die	400	°C
Room temperature	20	°C
Thermal conductivity of workpiece	Reference Table 15	N/sec°C
Thermal conductivity of die	Reference Table 16	N/sec°C
Heat capacity of workpiece	Reference Table 15	N/mm <sup>2</sup> °C
Heat capacity of die	Reference Table 16	N/mm <sup>2</sup> °C
Convection coefficient	0.02	N/mmsec°C
Lubricant heat transfer coefficient	8.0	N/mmsec°C
Emissivity	0.6	-

Table 15 Thermal conductivity and heat capacity of Nimonic 80A<sup>(54)</sup>

	20°C	300°C	600°C	1000°C
Thermal conductivity (N/sec°C)	11.2	16.1	20.8	28.4
Heat capacity (N/mm <sup>2</sup> °C)	3.7	4.3	4.9	5.8

Table 16 Thermal conductivity and heat capacity of AISI-H-26<sup>(66)</sup>

	20°C	200°C	400°C	649°C
Thermal conductivity (N/sec°C)	24.6	24.6	24.3	24.7
Heat capacity (N/mm <sup>2</sup> °C)	3.7	3.0	3.7	5.8

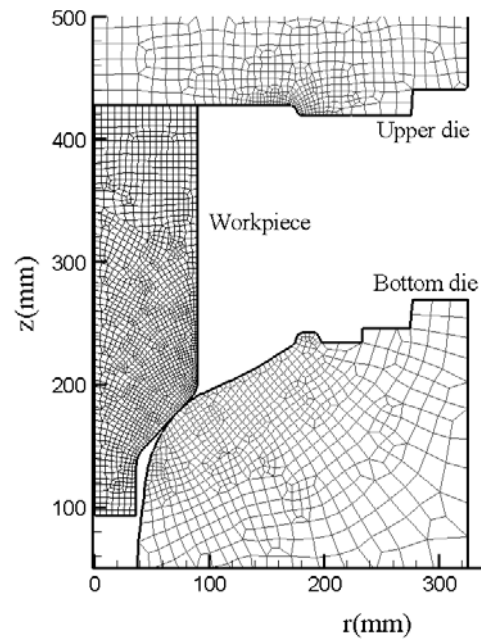
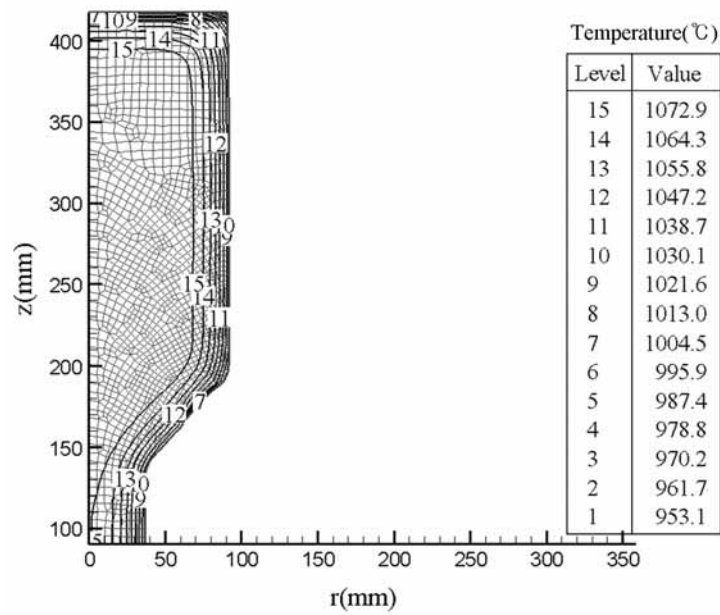
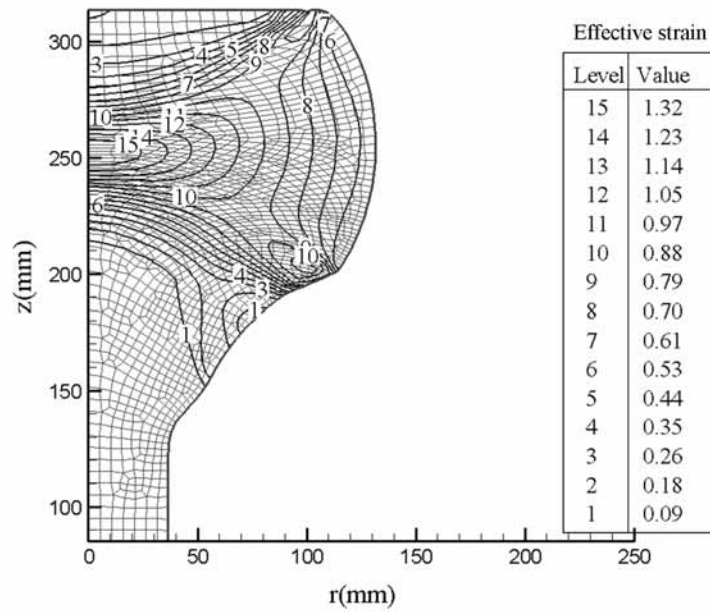


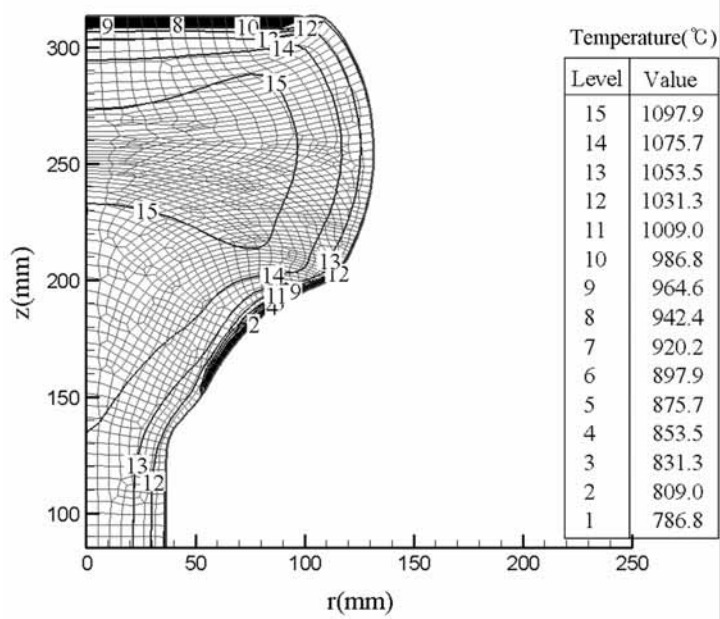
Fig. 35 Initial mesh shape for the simulation (60MC valve, hammer forging)



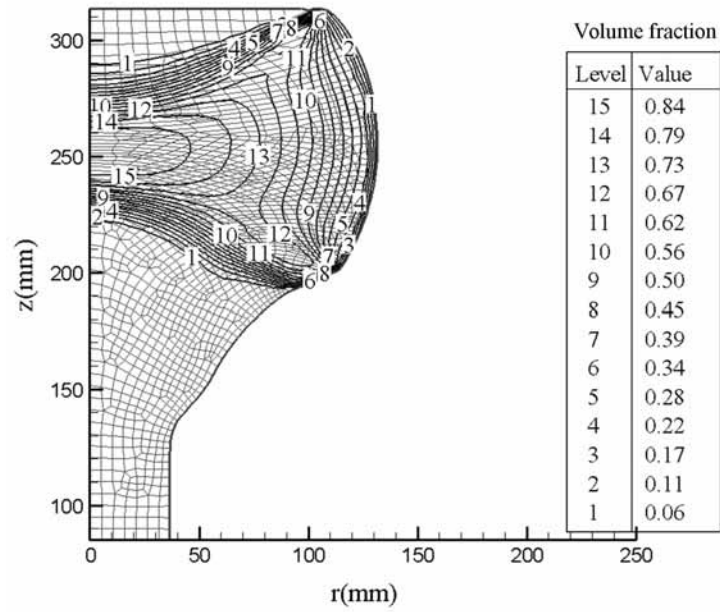
(a) distribution of temperature after air cooling for 50sec



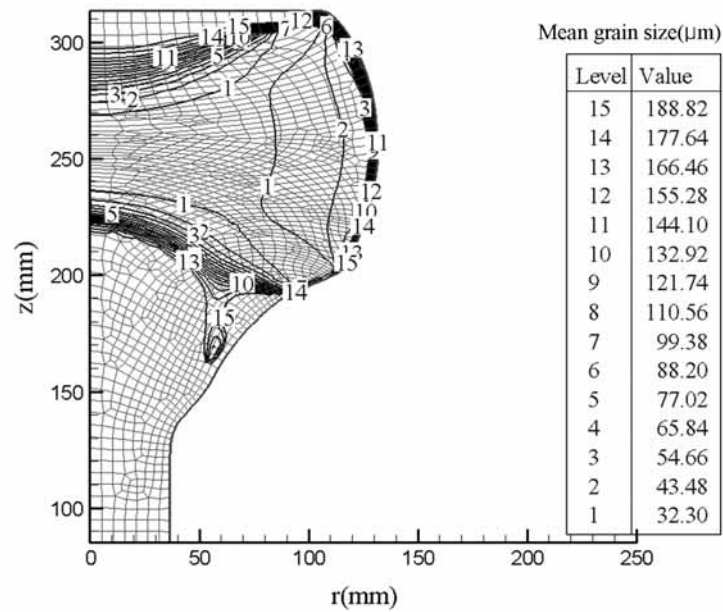
(b) distribution of effective strain after a first forging



(c) distribution of temperature after a first forging

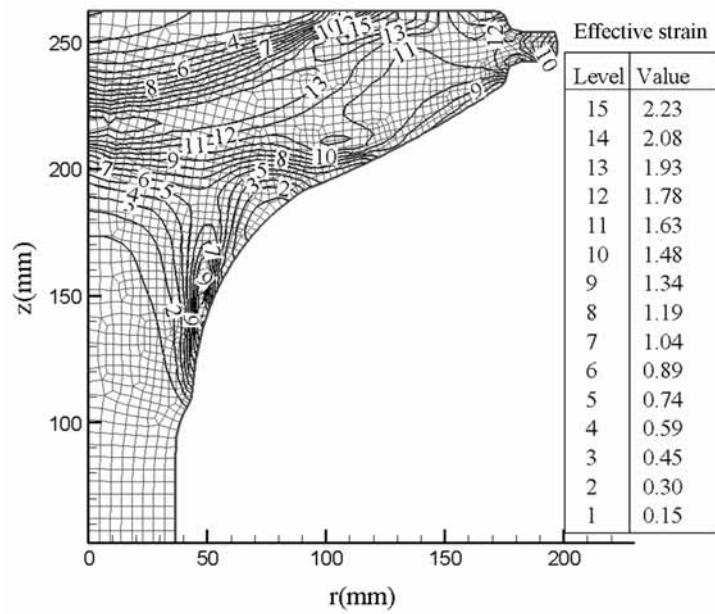


(d) distribution of recrystallized volume fraction after a first forging

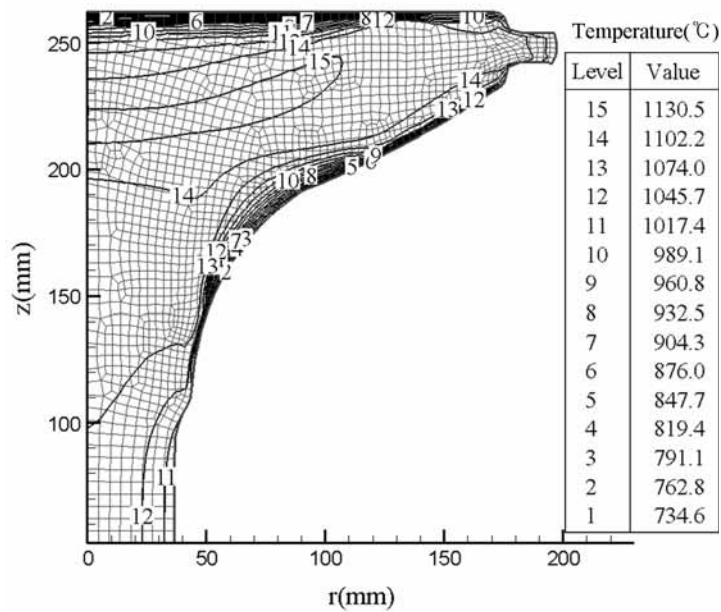


(e) distribution of mean grain size after a first forging

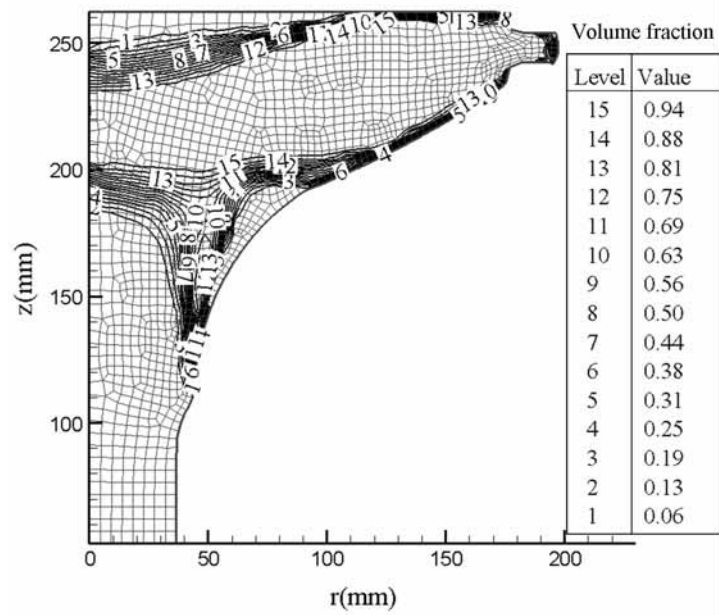




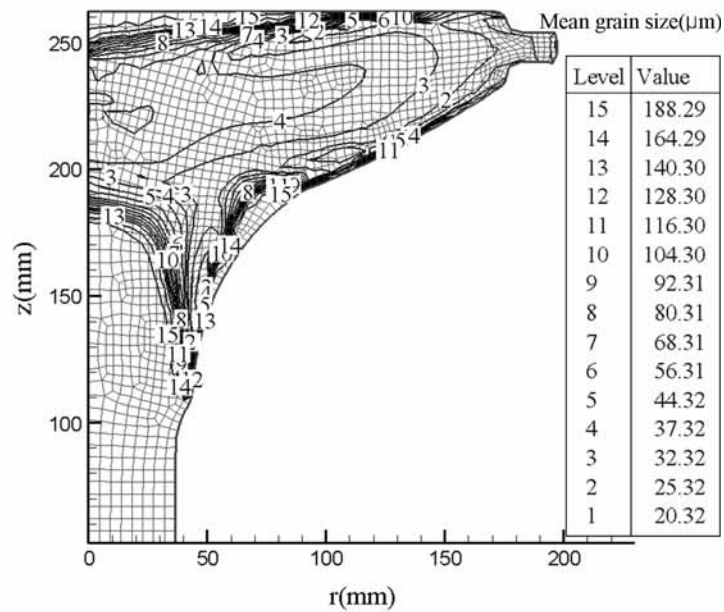
(f) distribution of effective strain after a second forging



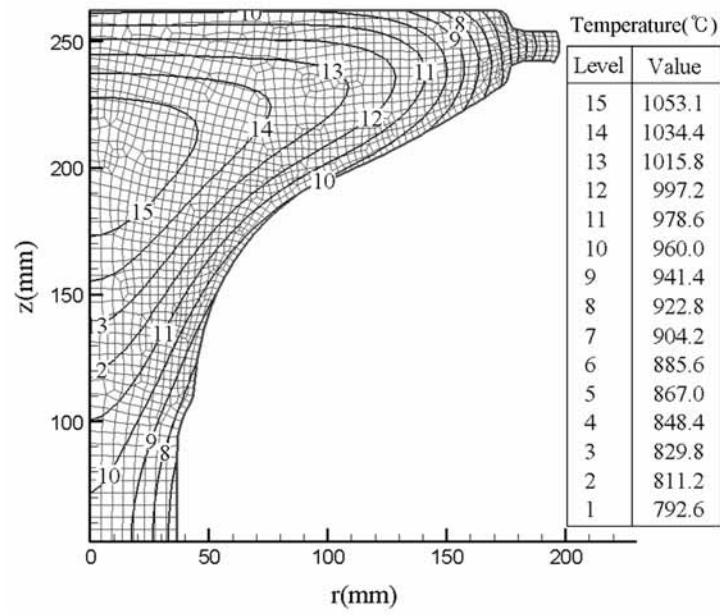
(g) distribution of temperature after a second forging



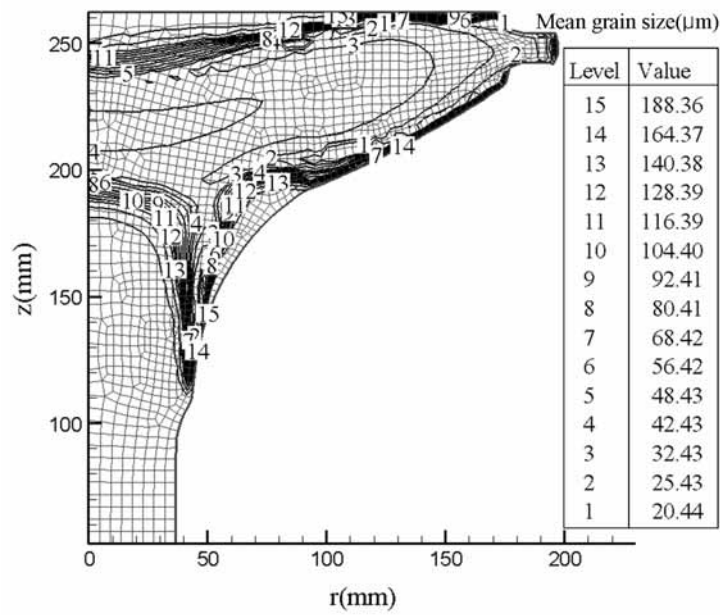
(h) distribution of recrystallized volume fraction after a second forging



(i) distribution of mean grain size after a second forging



(j) distribution of temperature after air cooling for 120sec



(k) distribution of mean grain size after air cooling for 120sec

Fig. 36 FE simulation results of 60MC exhaust valve forging using drop hammer

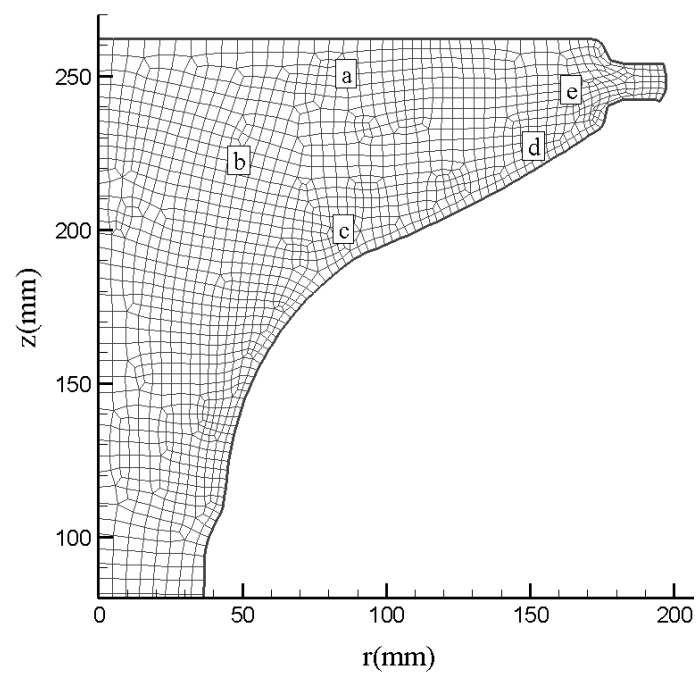


Fig. 37 Inspection positions at the section of exhaust valve head (60MC)

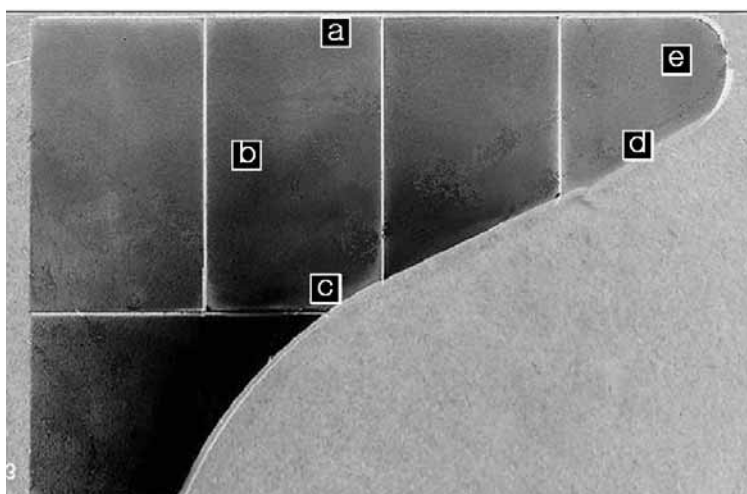
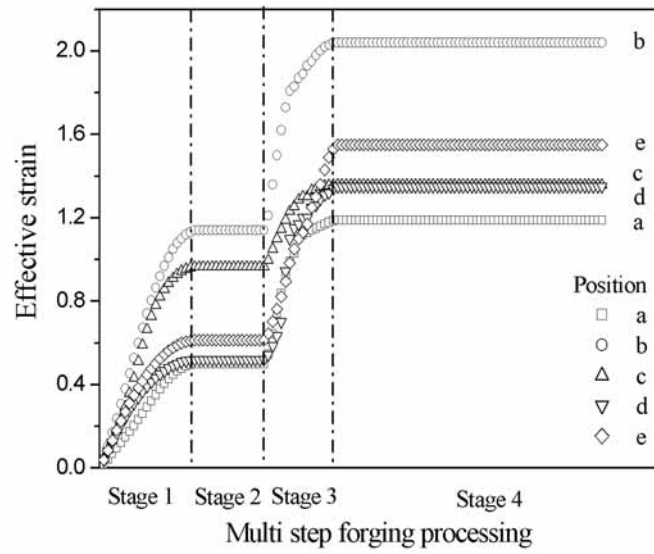
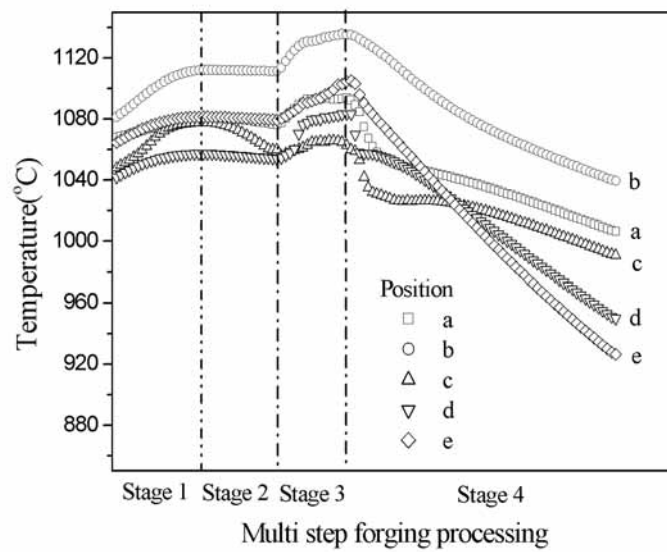


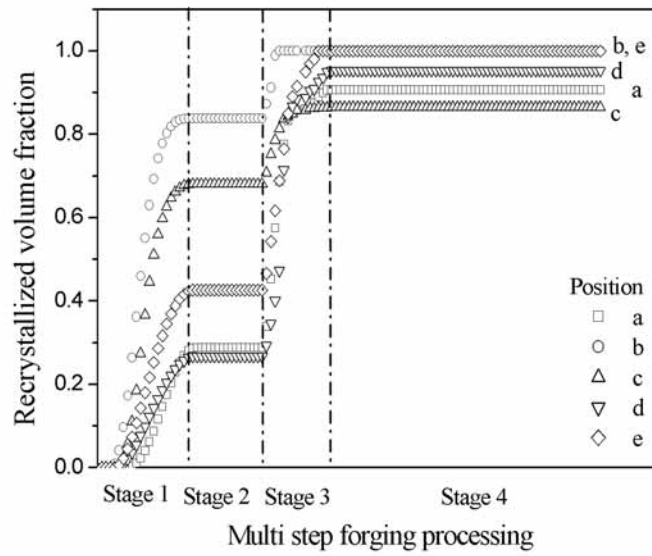
Photo 9 Photography of 60MC exhaust valve head part (by drop hammer)



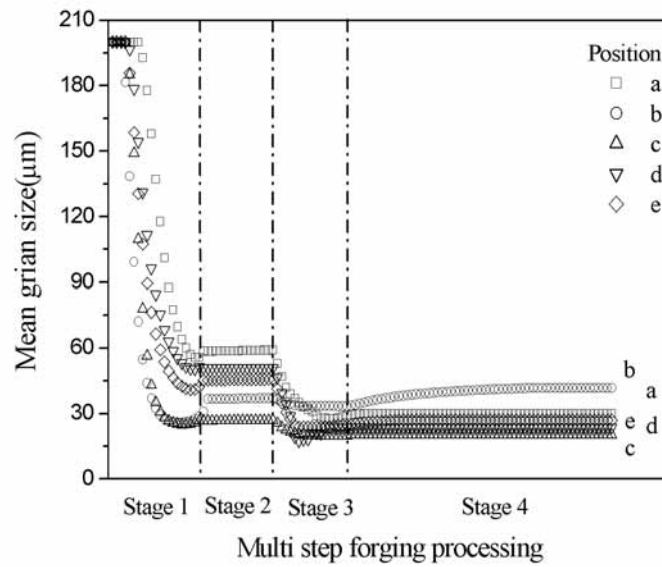
(a) distribution of effective strain



(b) distribution of temperature

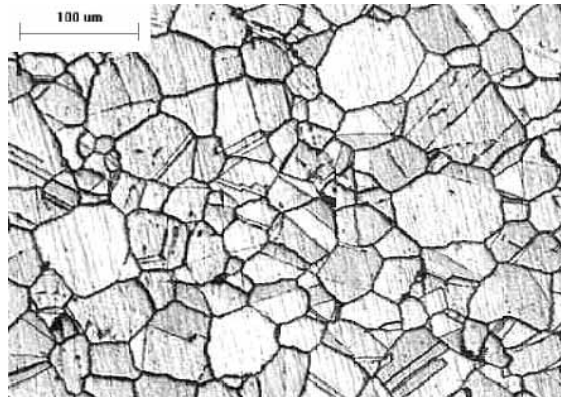


(c) distribution of recrystallized volume fraction

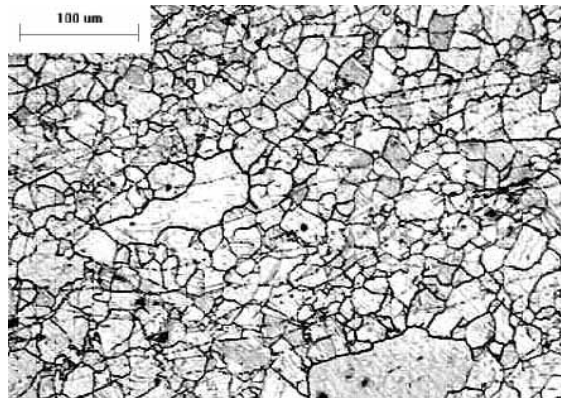


(d) distribution of mean grain size

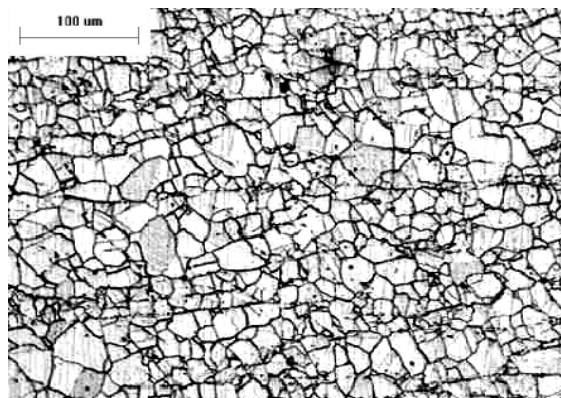
Fig. 38 Simulation result of 60MC valve multi forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 3sec holding, Stage 3: forging, Stage 4: 120sec air cooling)



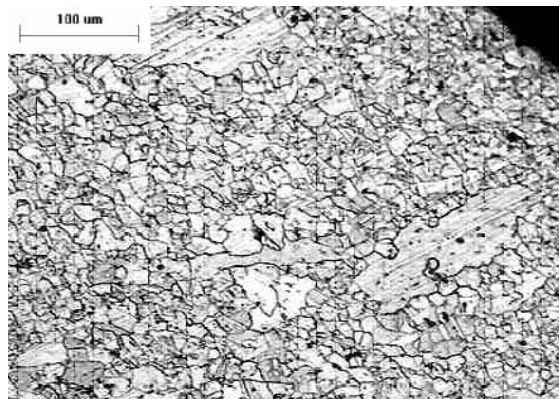
(a) original microstructure of 60MC valve ( $50\mu\text{m}$ , ASTM No. 6)



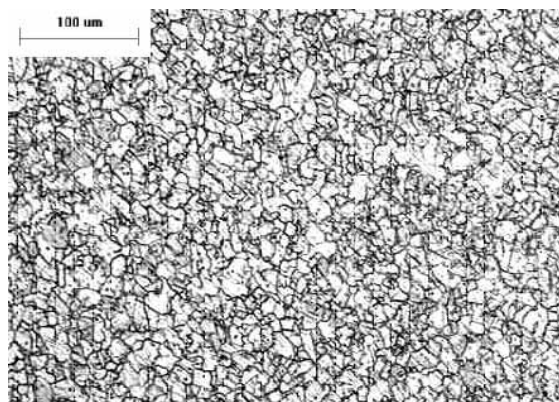
(b) position [A] ( $27\mu\text{m}$ , ASTM No. 7)



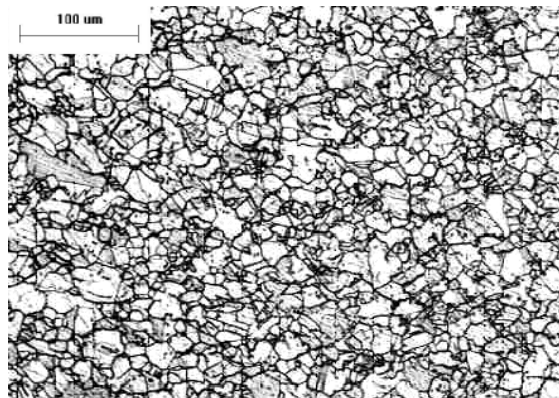
(c) position [B] ( $25\mu\text{m}$ , ASTM No. 7)



(d) position [C] (21  $\mu\text{m}$ , ASTM No. 8)



(e) position [D] (13  $\mu\text{m}$ , ASTM No. 9)



(f) position [E] (19  $\mu\text{m}$ , ASTM No. 8)

Photo 10 Microstructure of 60MC exhaust valve head part



#### 4.4.3 배기밸브(60MC)의 유압 형단조 및 시뮬레이션

대형 디젤엔진 60MC에 사용되는 배기밸브를 유압 프레스에 의해 형단조 실험 및 시뮬레이션을 Table 17 조건에 의해 수행하였다. 가열로에서 예비형상 소재를 1125℃로 가열하고, 초기 입자 크기는 50 $\mu\text{m}$ 이나 가열 된 부위의 입자 크기를 200 $\mu\text{m}$ 로 하였다. 가열 후 금형으로 이송동안 소재 표면의 온도가 내려가고, 단조동안 소재는 변형에 의한 변형열, 금형 및 대기와의 대류에 의해 소재의 냉각이 발생하며, 단조 후 소재는 금형에서 꺼내어 대기 중에서 냉각이 이루어진다. Fig. 39은 초기 유한요소해석을 위한 요소형상을 나타내며, Fig. 40는 유압 프레스에 의한 형단조 공정을 각 단계별로 시뮬레이션 한 결과이며, 유효변형률, 온도의 공정변수의 변화와 동적 재결정분율, 평균 입자 크기의 미세조직 변화 과정을 도시하였다.

Fig. 41은 시뮬레이션 결과인 미세조직 변화를 관찰하기 위한 위치를 도시하였고, Fig. 42는 공정에 따른 각 부위의 미세조직 변화를 항목별로 도시하였다. Fig. 41의 [A]부위에서는 단조 전 온도가 1123℃이고, 단조 후 온도가 1153℃이므로 변형열에 의해 온도가 30℃정도 상승하였으며, 동적 재결정은 100% 발생하였고 평균 입자 크기가 단조 후 43 $\mu\text{m}$ 에서 입자 성장에 의해 60 $\mu\text{m}$ (ASTM No. 5)로 나타났다. 입자가 다른 부위보다 큰 이유는 많은 변형에 의해 변형열이 발생하여 재결정 입자 크기가 상대적으로 크며, 중심부이므로 [D]부위보다 냉각이 상대적으로 늦어 입자 성장에 의해 평균 입자 크기가 크게 나옴을 알 수 있었다.

Fig. 41의 [C], [E], [F]부위는 표면부위이다. [C], [E]부위는 동적 재결정이 100% 발생하였으며 최종 평균 입자 크기는 각각 29, 26 $\mu\text{m}$ (ASTM No. 8)로 표시되었다. 동적 재결정이 일어나기에 충분한 변형과 온도조건이었으며, 재결정 발생 후 [F]부위보다 금형 접촉에 따른 상대적으로 빠른 냉각에 의해 입자 성장이 적게 발생하여 평균 입자 크기가 작게 나옴을 알 수 있었다. [F]부위는 [C], [E]부위보다 변형이 많아 변형열에 의한 동적 재결정 입자 크기가 상대적

으로 크고 냉각이 늦어 입자 크기가 크게 표시됨을 알 수 있었다.

Photo 11은 유압 프레스에 의해 열간 형단조 후 최종 형상으로 가공된 배기밸브(60MC)의 헤드부 단면 형상과 미세조직 관찰 부위를 도시하였다. Photo 12의 (a)-(f)는 각 부위의 미세조직 사진이며 입자 크기가 다를 수 있다. [A], [D]부위를 관찰 한 결과 이상결정성장 현상이 보여 입자 크기가 균일하지 않았으며, [A]부위는 66 $\mu$ m(ASTM No. 4), [b]부위는 42 $\mu$ m(ASTM No. 6), [C]부위는 24 $\mu$ m(ASTM No. 7), [D]부위는 41 $\mu$ m(ASTM No. 6), [E]부위는 20 $\mu$ m(ASTM No. 8), [F]부위는 25 $\mu$ m(ASTM No. 7)로 관찰되었다. 미세조직 예측과 실험 결과가 잘 일치함을 알 수 있었다.

Table 17 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (60MC valve, hydraulic press forging)

Item	Value	Unit
Workpiece heating in furnace	1125	℃
Air cooling after heating	50	sec
Close die forging by hydraulic press	12	mm/sec
Air cooling after forging	180	sec
Friction factor	0.1	-
Initial temperature of die	450	℃
Room temperature	20	℃
Thermal conductivity of workpiece	Reference Table 15	N/sec℃
Thermal conductivity of die	Reference Table 16	N/sec℃
Heat capacity of workpiece	Reference Table 15	N/mm <sup>2</sup> ℃
Heat capacity of die	Reference Table 16	N/mm <sup>2</sup> ℃
Convection coefficient	0.02	N/mmsec℃
Lubricant heat transfer coefficient	2.0	N/mmsec℃
Emissivity	0.6	-

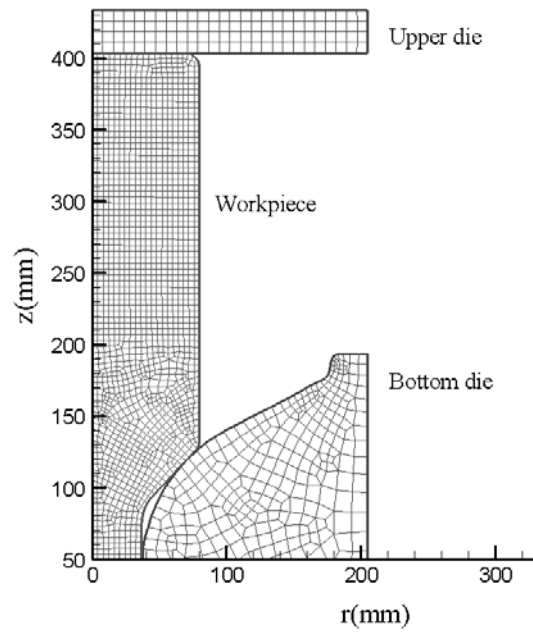
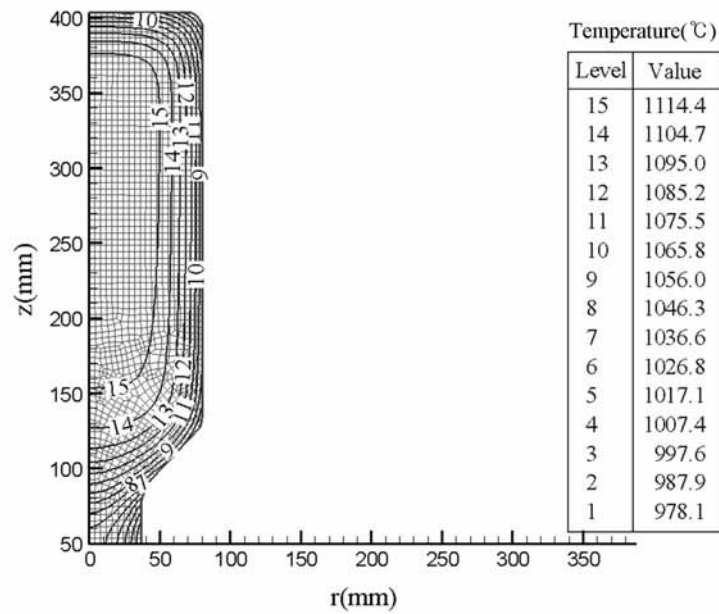
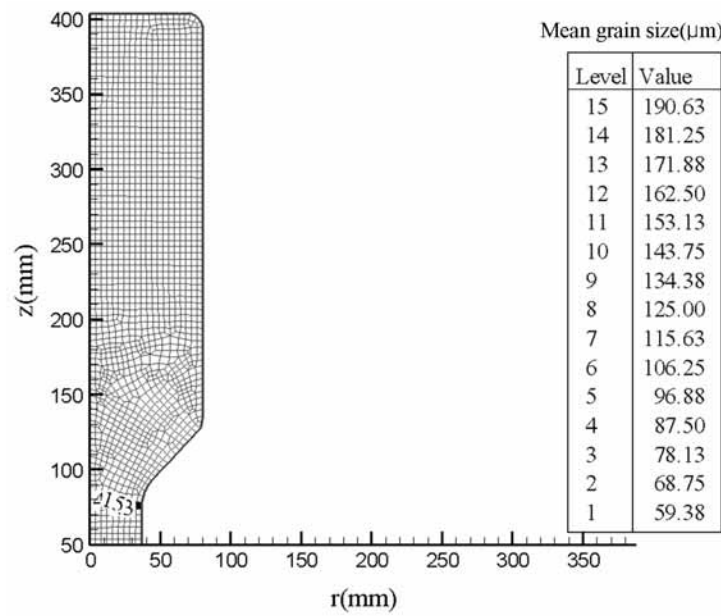


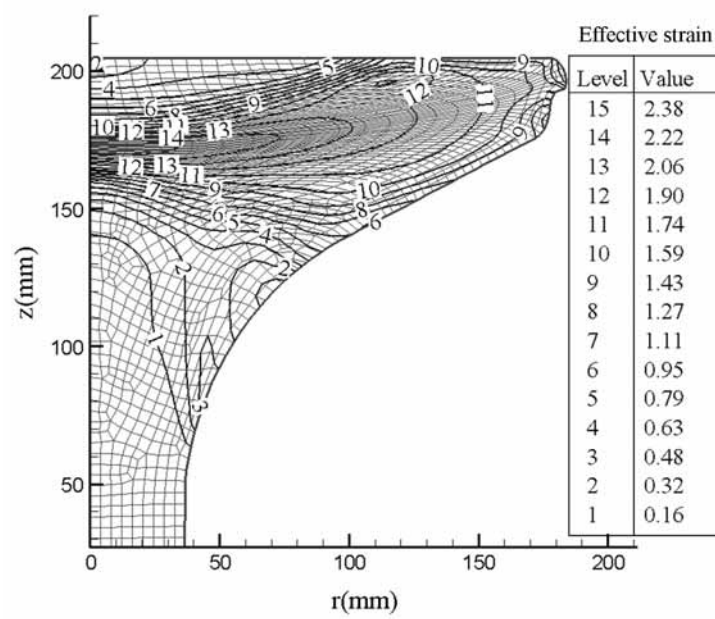
Fig. 39 Initial mesh shape for the simulation (60MC valve, hydraulic press forging)



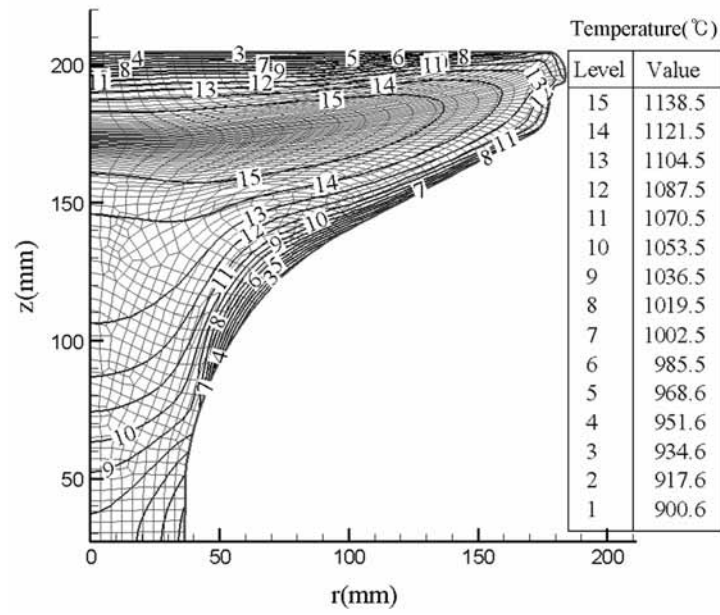
(a) distribution of temperature after air cooling for 50sec



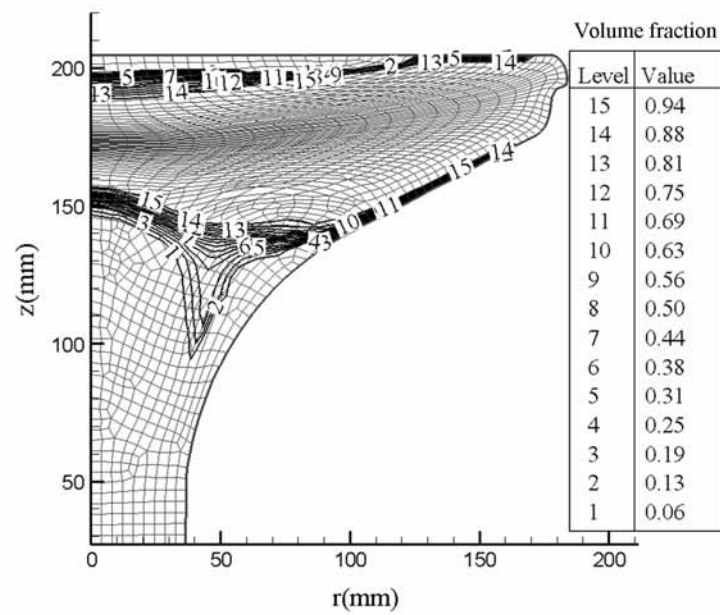
(b) distribution of initial grain size before forging



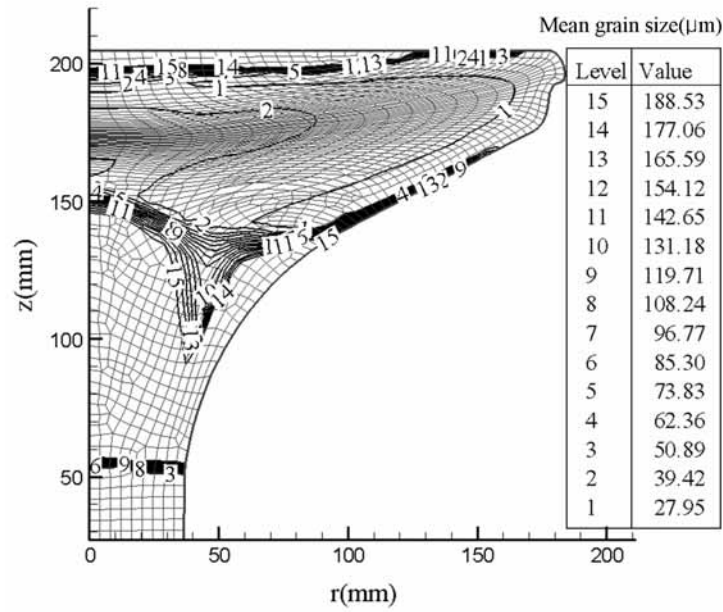
(c) distribution of effective strain after forging



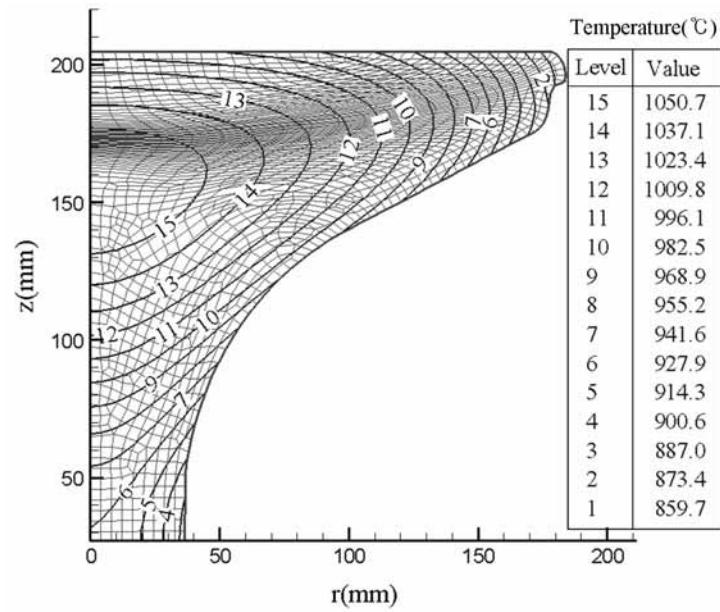
(d) distribution of temperature after forging



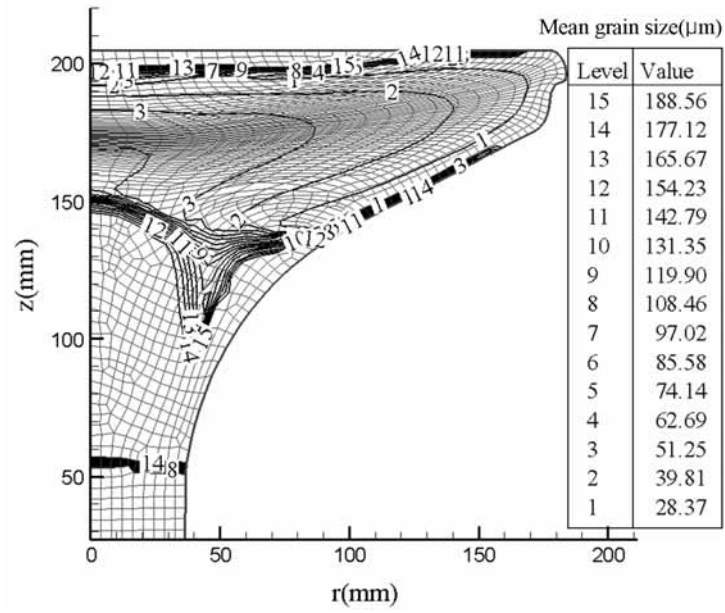
(e) distribution of recrystallized volume fraction after forging



(f) distribution of mean grain size after forging



(g) distribution of temperature after air cooling for 180sec



(h) distribution of mean grain size after air cooling for 180sec

Fig. 40 FE simulation results of 60MC exhaust valve forging using hydraulic press

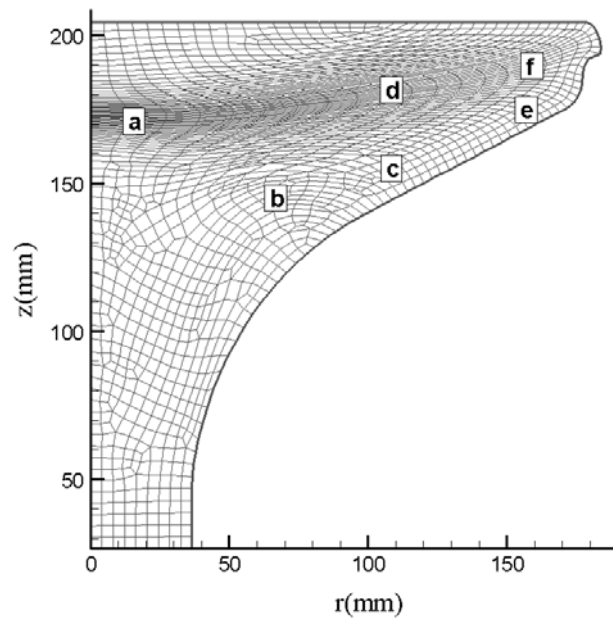


Fig. 41 Inspection positions at the section of exhaust valve head (60MC)

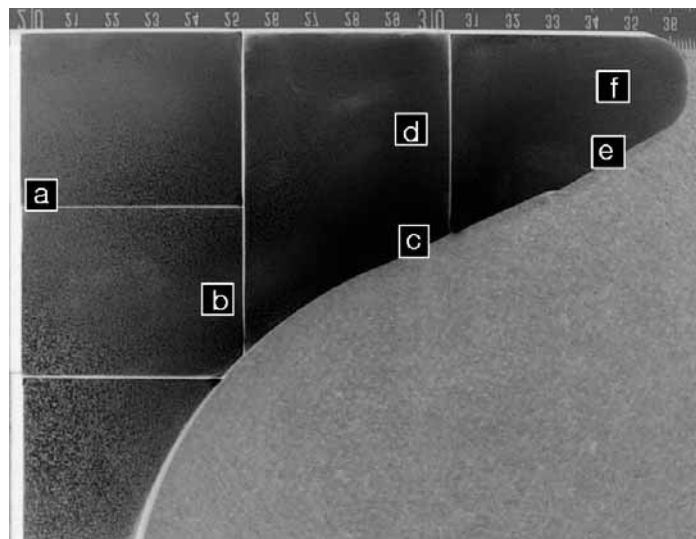
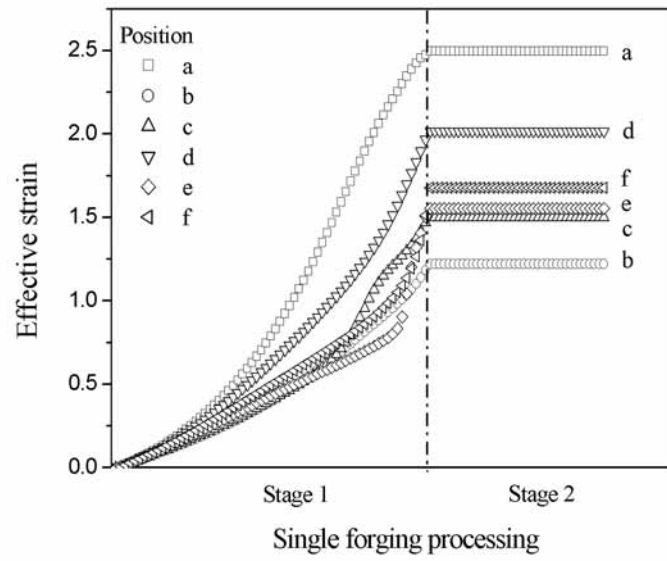
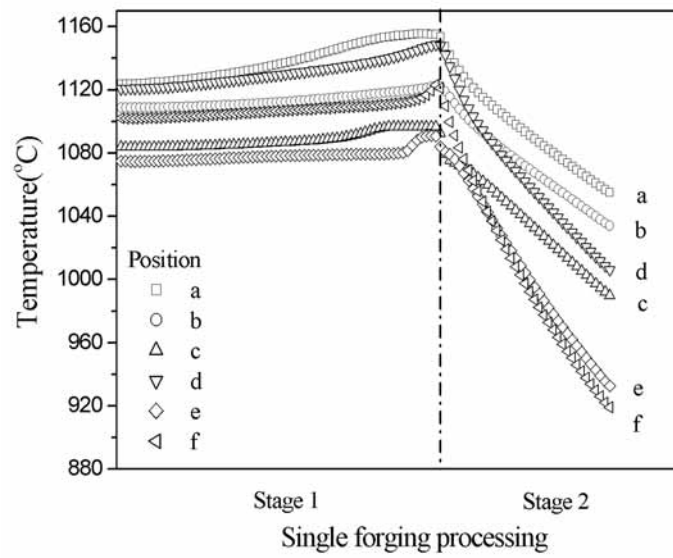


Photo 11 Photography of 60MC exhaust valve head part (by hydraulic press)

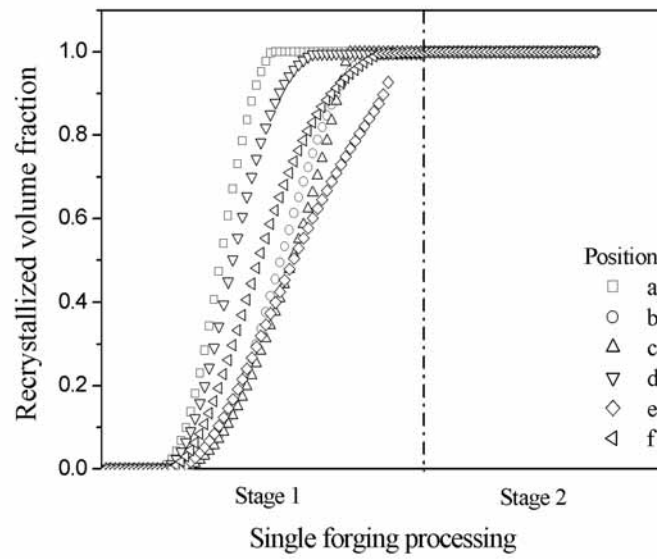




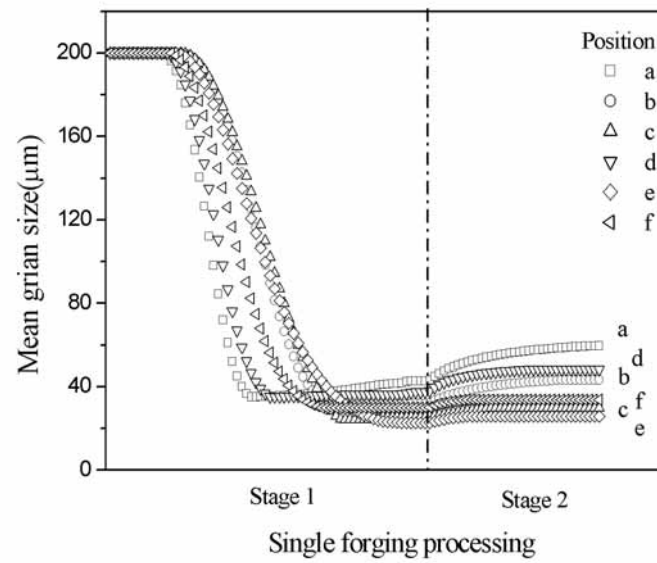
(a) distribution of effective strain



(b) distribution of temperature

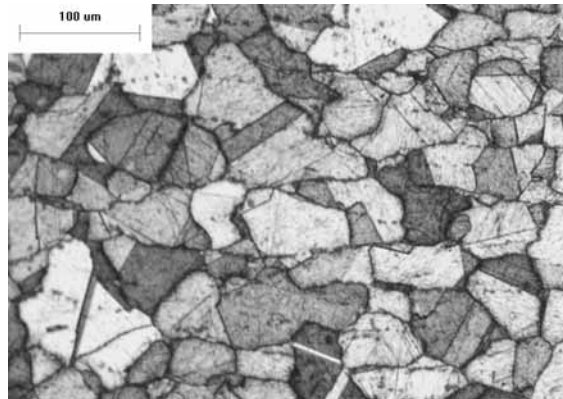


(c) distribution of recrystallized volume fraction

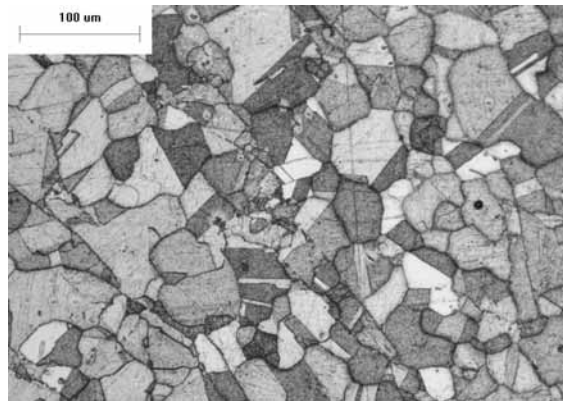


(d) distribution of mean grain size

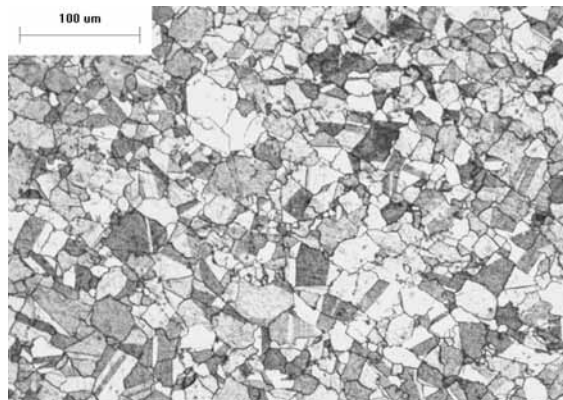
Fig. 42 Simulation result of 60MC valve single forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 180sec air cooling)



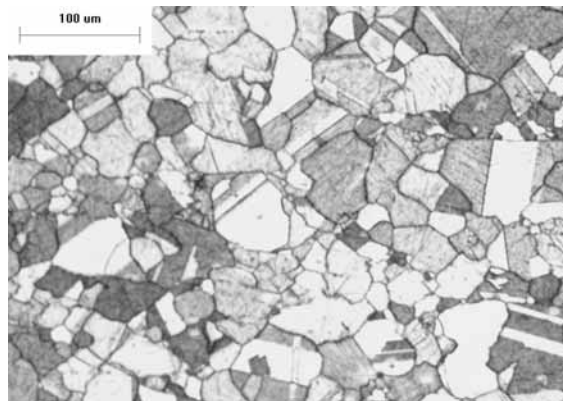
(a) position [a]  $\sim 66\mu\text{m}$ , ASTM No. 4)



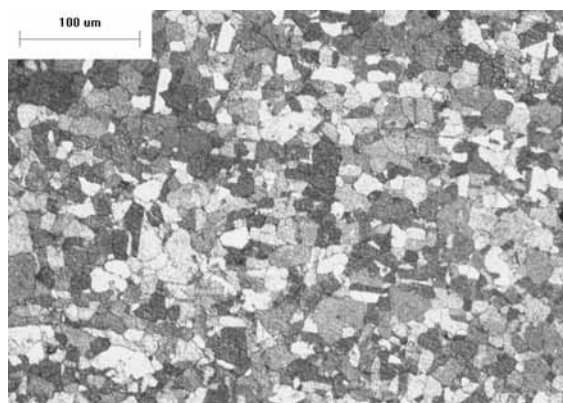
(b) position [b]  $\sim 42\mu\text{m}$ , ASTM No. 6)



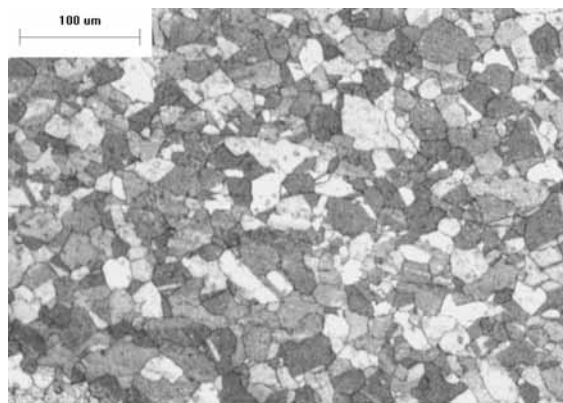
(c) position [c]  $\sim 24\mu\text{m}$ , ASTM No. 7)



(d) position [d] ( $41\mu\text{m}$ , ASTM No. 6)



(e) position [e] ( $20\mu\text{m}$ , ASTM No. 8)



(f) position [f] ( $25\mu\text{m}$ , ASTM No. 7)

Photo 12 Microstructure of 60MC exhaust valve head part (by hydraulic press)

## 4.5 배기밸브 형단조 공정 최적화

### 4.5.1 배기밸브(90MC)의 유압 프레스 형단조 및 시뮬레이션

대형 디젤엔진 90MC에 사용되는 배기밸브를 유압 프레스에 의해 실제품 실험 및 시뮬레이션을 Table 18 조건에 의해 수행하였다. 가열로에서 예비형상 소재를 1150℃로 가열하고, 초기 입자 크기는 50 $\mu\text{m}$ 이나 가열 된 부위의 입자 크기를 250 $\mu\text{m}$ 로 하였다. 단조동안 소재는 변형에 의한 변형열과 금형 및 대기와의 대류에 의해 소재의 냉각현상이 발생하며, 단조 후 소재는 금형에서 꺼내어 대기 중에서 냉각이 이루어진다. Fig. 43는 초기 유한요소해석을 위한 요소형상을 나타내며, Fig. 44은 유압 프레스에 의한 형단조 공정을 각 단계별로 시뮬레이션 한 결과이며, 공정변수인 유효변형률, 온도와 동적 재결정분율, 평균 입자 크기의 미세조직 변화 과정을 도시하였다.

Fig. 45은 시뮬레이션 결과인 미세조직 변화를 관찰하기 위한 위치를 도시하였고, Fig. 46은 공정에 따른 각 부위의 미세조직 변화를 항목별로 도시하였다.

Fig. 46의 [A]부위에서는 단조 전 온도가 1145℃이고, 단조 후 온도가 1161℃이므로 변형열에 의해 온도가 16℃정도 상승하였으며, 동적 재결정은 100% 발생하였고 평균 입자 크기가 단조 후 50 $\mu\text{m}$ 에서 입자 성장에 의해 89 $\mu\text{m}$ (ASTM No. 4)로 나타났다. 입자가 다른 부위보다 큰 이유는 초기 소재의 내부 온도가 높고, 많은 변형에 의해 변형열이 발생하여 재결정 입자 크기가 상대적으로 크며, 중심부이므로 [B], [D]부위보다 냉각이 상대적으로 늦어 입자 성장에 의해 상대적으로 평균 입자 크기가 크게 나옴을 알 수 있었다.

Fig. 46의 [C], [E], [F]부위는 표면부위이다. [C]부위는 100% 재결정이 발생하고, 다른 부위보다 온도가 낮아 평균 입자 크기가 작게 나타났다. [F]부위는 [E]부위보다 변형은 많지만 온도가 낮아서 85% 재결정이 발생하였고, [E]부위는 [F]부위보다 온도는 높지만 변형이 적게 일어나 85% 재결정이 발생하였다.

표면부위는 빠른 냉각에 의해 입자 성장이 적게 발생하며, [E]부위는 38 $\mu$ m(ASTM No. 6-7), [F]부위는 27 $\mu$ m(ASTM No. 7)로 나타났다.

Photo 13은 유압 프레스에 의해 열간 형단조 후 최종 형상으로 가공된 배기밸브(90MC)의 헤드부 단면 형상과 미세조직 관찰 부위를 도시하였다. Photo 14의 (a)-(f)는 각 부위의 미세조직 사진이며 입자 크기가 다를 수 있다. (a), (b), (d)부위를 관찰 한 결과 이상결정성장 현상이 보여 입자 크기가 균일하지 않았으며 [A]부위는 92 $\mu$ m(ASTM No. 3), [B]부위는 77 $\mu$ m(ASTM No. 4), [C]부위는 33 $\mu$ m(ASTM No. 6), [D]부위는 71 $\mu$ m(ASTM No. 4), [E]부위는 34 $\mu$ m(ASTM No. 6), [F]부위는 31 $\mu$ m(ASTM No. 7)으로 관찰되었다. [E], [F]부위는 88% 재결정이 발생하였다.

Table 18 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (90MC valve, hydraulic press forging)

Item	Value	Unit
Workpiece heating in furnace	1150	℃
Air cooling after heating	50	sec
Close die forging by hydraulic press	10	mm/sec
Air cooling after forging	300	sec
Friction factor	0.1	-
Initial temperature of die	450	℃
Room temperature	20	℃
Thermal conductivity of workpiece	Reference Table 15	N/sec℃
Thermal conductivity of die	Reference Table 16	N/sec℃
Heat capacity of workpiece	Reference Table 15	N/mm <sup>2</sup> ℃
Heat capacity of die	Reference Table 16	N/mm <sup>2</sup> ℃
Convection coefficient	0.02	N/mm sec℃
Lubricant heat transfer coefficient	2.0	N/mm sec℃
Emissivity	0.6	-

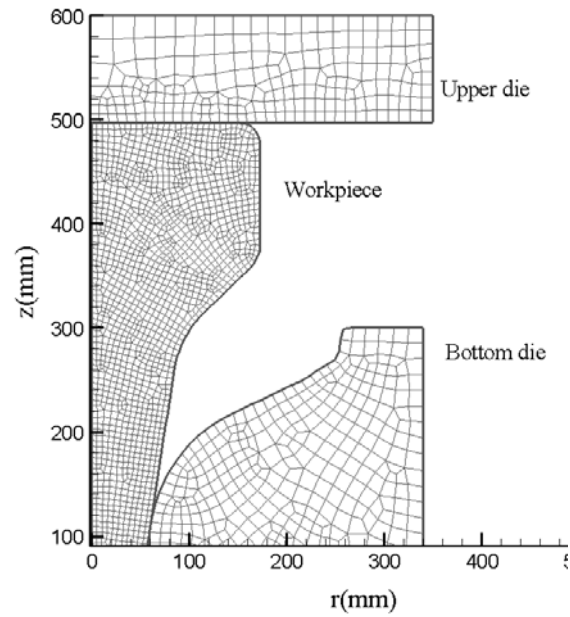
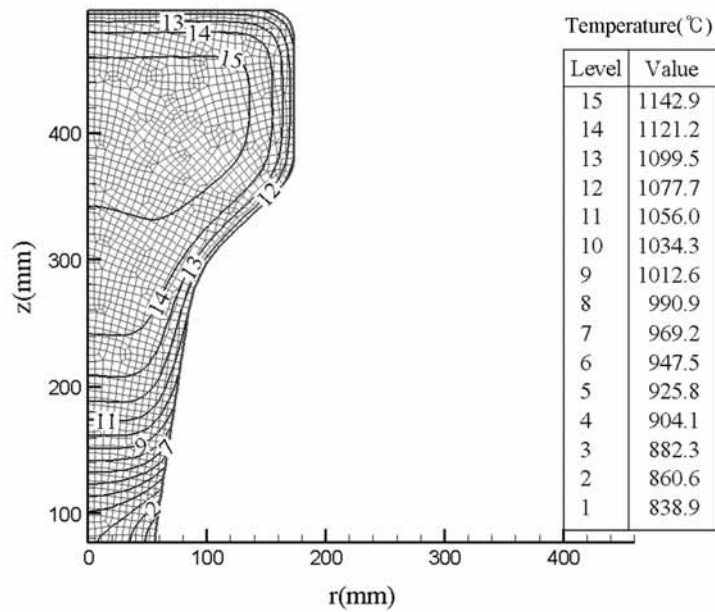
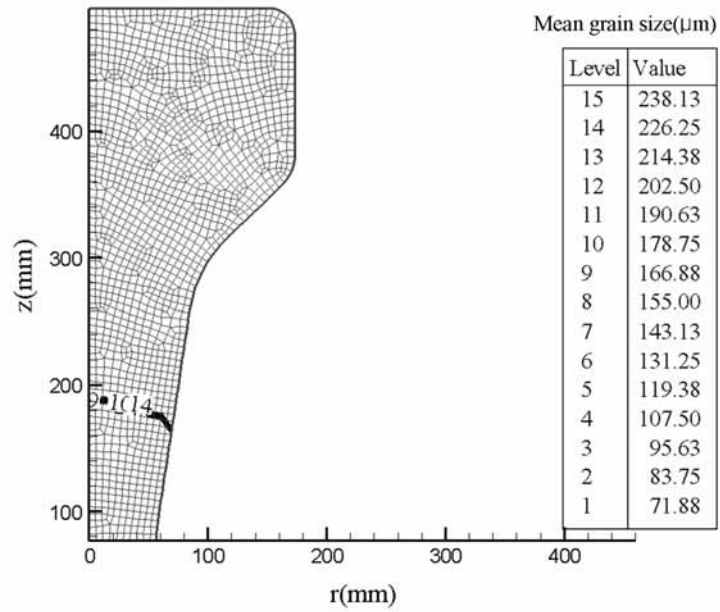


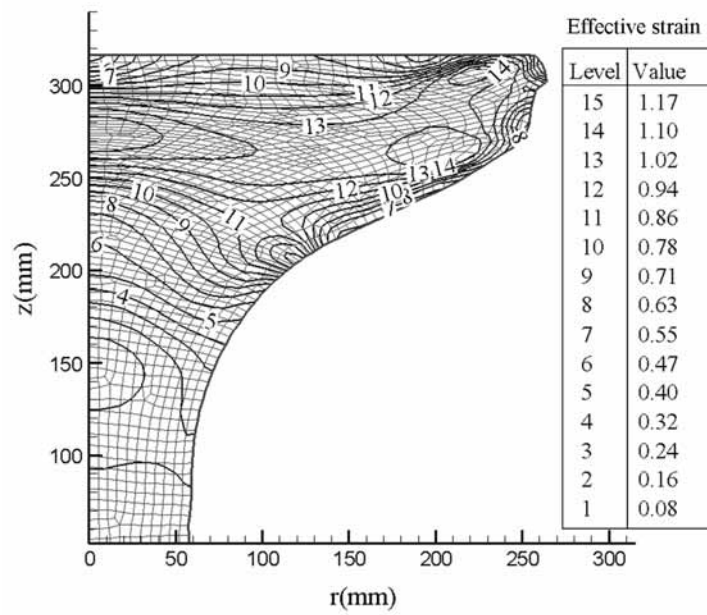
Fig. 43 Initial finite element shape for the simulation (90MC valve, hydraulic press forging)



(a) distribution of temperature after air cooling for 50sec

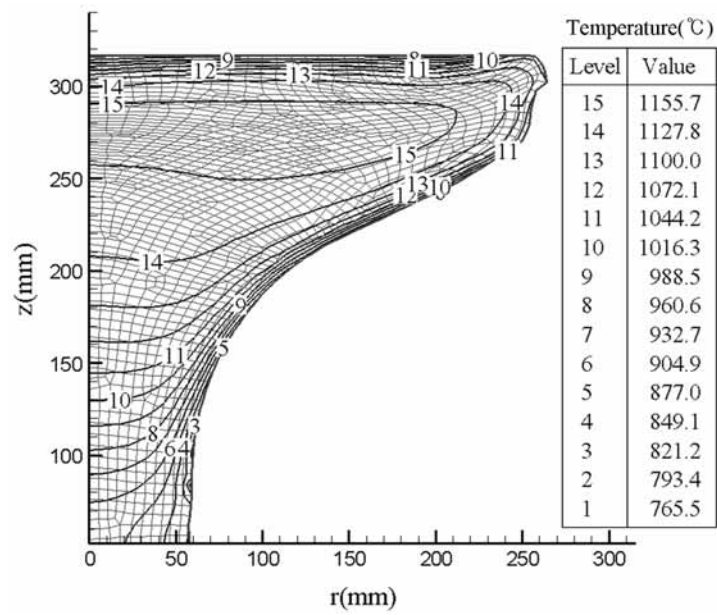


(b) distribution of initial grain size before forging

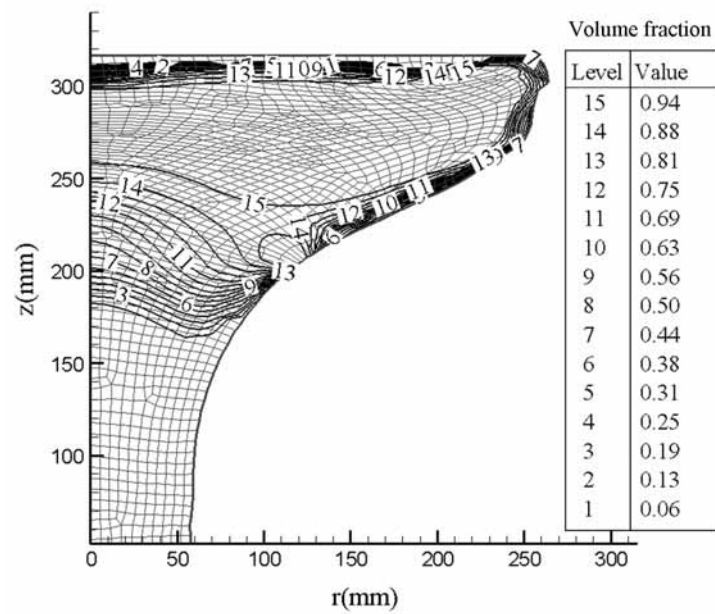


(c) distribution of effective strain after forging

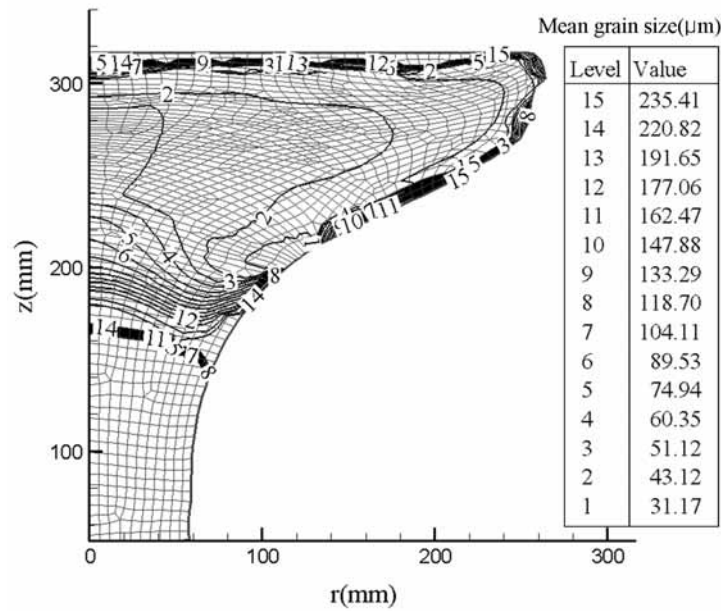




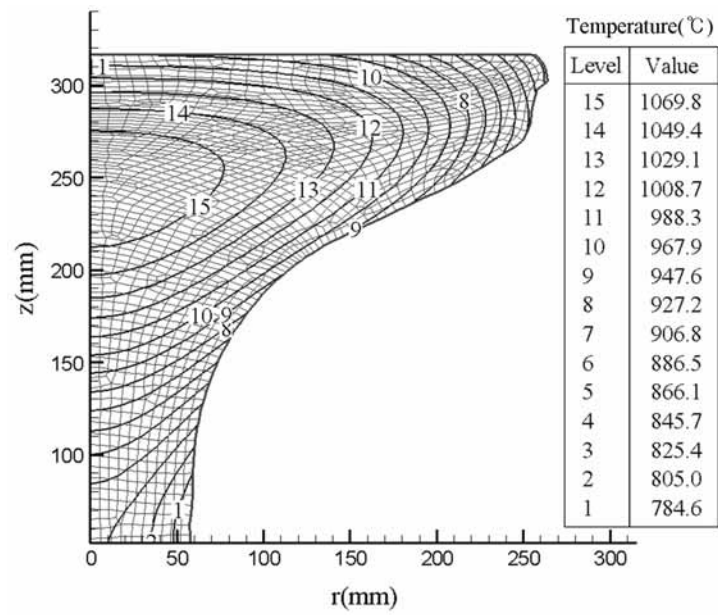
(d) distribution of temperature after forging



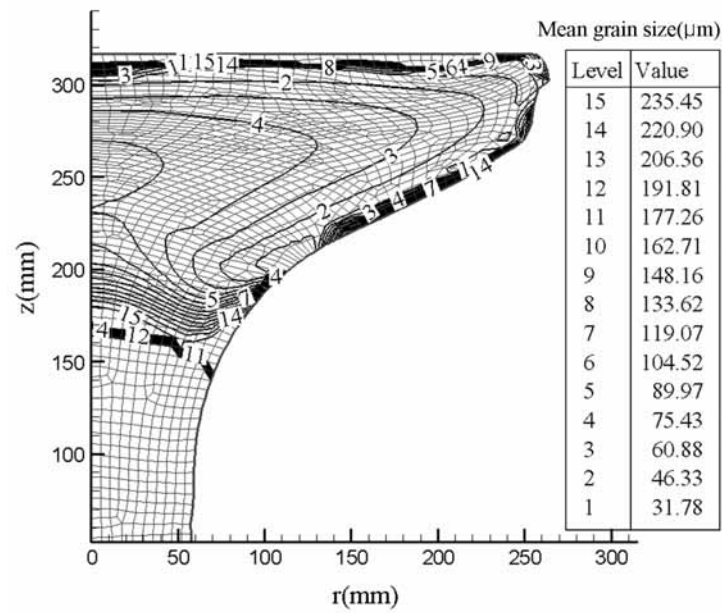
(e) distribution of recrystallized volume fraction after forging



(f) distribution of mean grain size after forging



(g) distribution of temperature after air cooling for 300sec



(h) distribution of mean grain size after air cooling for 300sec

Fig. 44 FE simulation results of 90MC exhaust valve forging using hydraulic press

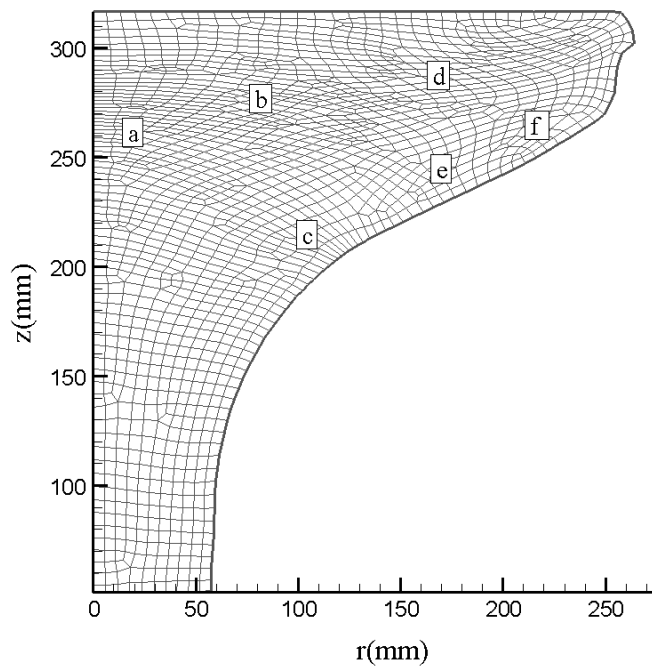


Fig. 45 Inspection positions at the section of exhaust valve head (90MC)

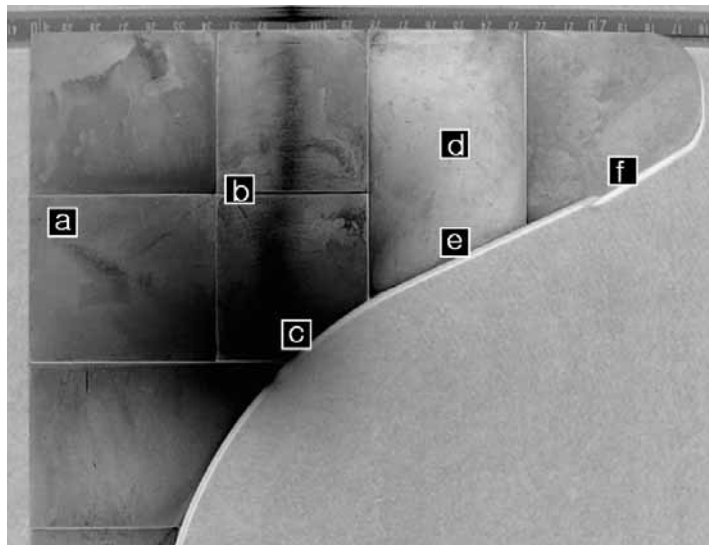
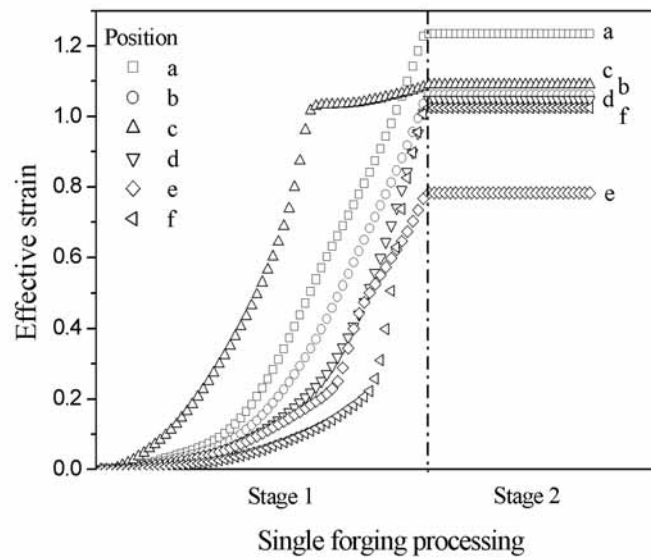
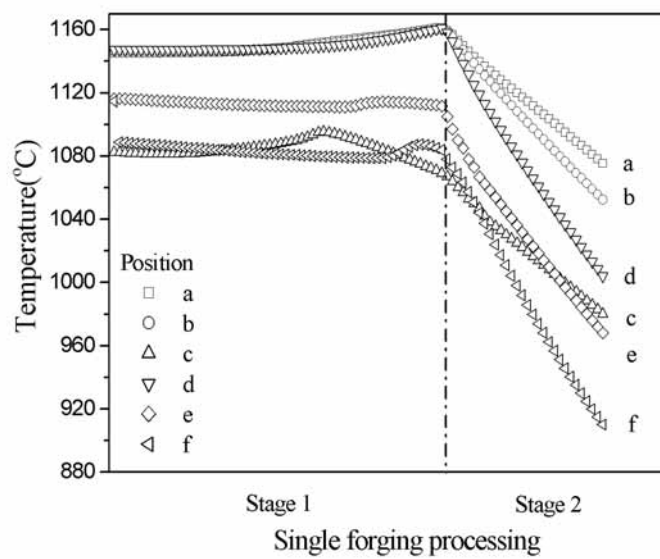


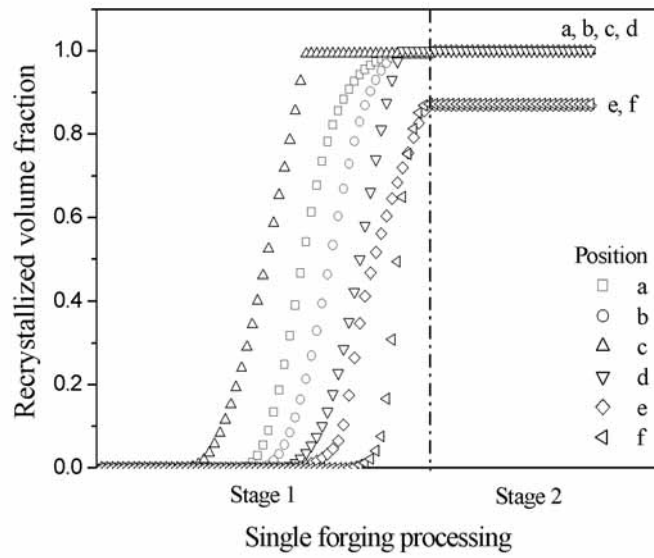
Photo 13 Photography of 90MC exhaust valve head part (by hydraulic press)



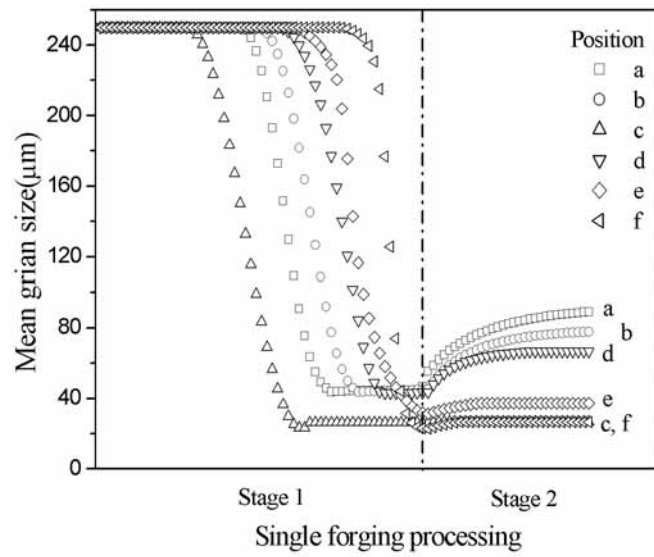
(a) distribution of effective strain



(b) distribution of temperature

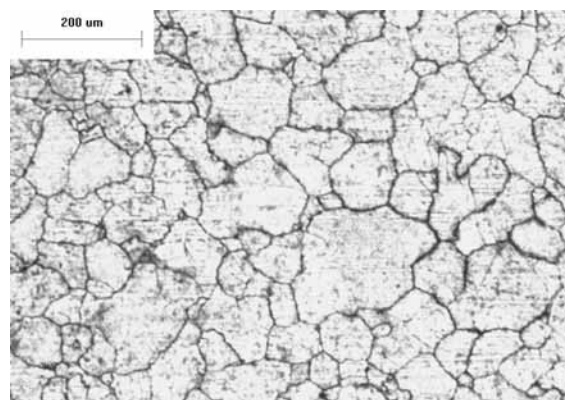


(c) distribution of recrystallized volume fraction

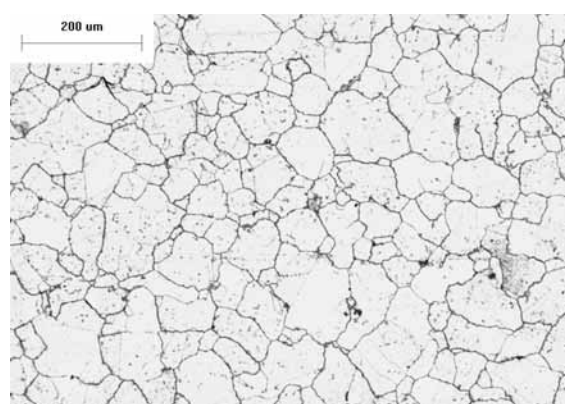


(d) distribution of mean grain size

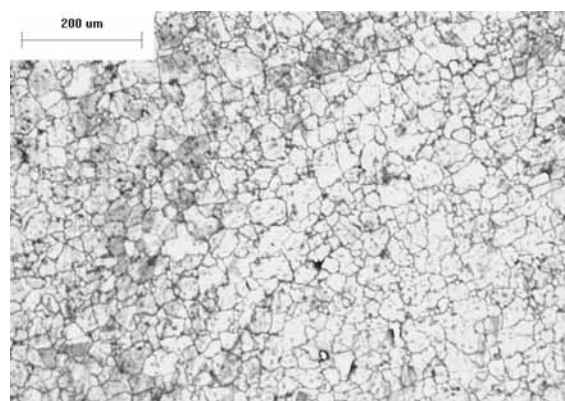
Fig. 46 FE simulation results of 90MC valve single forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 300sec air cooling)



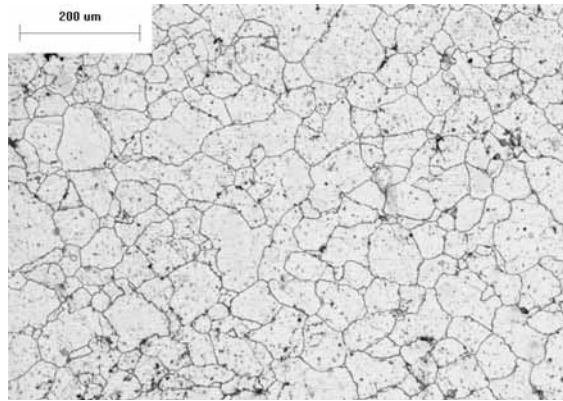
(a) position [a] (92 μm, ASTM No. 3)



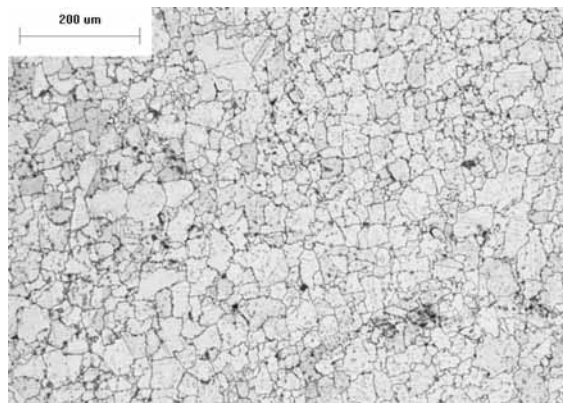
(b) position [b] (77 μm, ASTM No. 4)



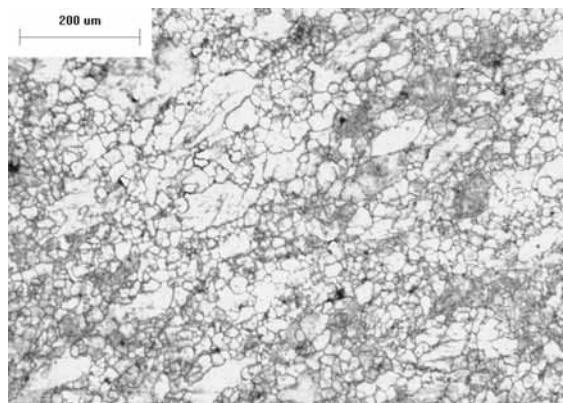
(c) position [c] (33 μm, ASTM No. 6)



(d) position [d] (71  $\mu\text{m}$ , ASTM No. 4)



(e) position [e] (34  $\mu\text{m}$ , ASTM No. 6)



(f) position [f] (31  $\mu\text{m}$ , ASTM No. 7)

Photo 14 Microstructure of 90MC exhaust valve head part (by hydraulic press)



#### 4.5.2 배기밸브(90MC) 형단조 최적화 공정 시뮬레이션

대형 디젤엔진 90MC에 사용되는 배기밸브를 유압 프레스에 의해 형단조 시뮬레이션을 Table 19 조건에 의해 수행하였다. 가열로에서 예비형상 소재를 1080℃로 가열하고, 초기 입자 크기와 가열된 입자 크기를 60μm로 하였다. 가열로에서 유압 프레스까지 소재의 이송시간을 50초로 하였으며 이송시간 동안 대기와의 열전달에 의해 냉각이 발생하며 단조 동안 금형 및 대기와의 접촉에 의해 소재의 냉각이 발생하기 때문에 이러한 현상을 방지하기 위해 소재를 단열재로 보호를 하였고 단조동안 소재는 변형에 의한 변형열이 발생하므로 초기 단조 온도를 최저의 단조 온도를 설정하였다.

Fig. 47는 초기 유한요소해석을 위한 요소형상을 나타내며 변형되는 소재의 예비형상 크기는 직경 220mm, 높이 420mm이다. Fig. 48은 시뮬레이션 결과인 미세조직 변화를 관찰하기 위한 위치를 도시하였고, Fig. 49은 유압 프레스에 의한 형단조 공정 시뮬레이션 결과이며, 열간 형단조 후 동적 재결정분율과 형단조 후 5분 공냉 후 평균 입자 크기 결과를 도시하였다.

Fig. 50는 공정에 따른 각 부위의 미세조직 변화를 항목별로 도시하였다. Fig. 48의 [A]부위에서는 단조 전 온도가 1080℃이고, 단조 후 온도가 1120℃이므로 변형열에 의해 온도가 40℃정도 상승하였으며, 동적 재결정은 100% 발생하였고 평균 입자 크기가 단조 후 20μm에서 입자 성장에 의해 45μm(ASTM No. 6)로 나타났다. Fig. 50의 (a)-(d)를 보면 입자가 다른 부위보다 큰 이유는 초기 소재의 많은 변형에 의해 변형열이 발생하여 재결정 입자 크기가 상대적으로 크며, 중심부이므로 [B], [D]부위보다 냉각이 상대적으로 늦어 입자 성장에 의해 상대적으로 평균 입자 크기가 크게 나옴을 알 수 있었다. [B], [D]부위의 평균 입자 크기는 각각 40μm(ASTM No. 6-7), 35μm(ASTM No. 6-7)로 나타났다.

Fig. 48의 [C], [E], [F]부위는 표면부위이다. Fig. 50의 (a)-(d)를 보면 [C]부위는 재결정이 96% 발생하였으며 단조 전 온도가 1075℃에서 단조 후 온도

가 1092℃이므로 변형열에 의해 온도가 17℃정도 상승하였으며 단조 후 평균 입자 크기가 18μm에서 공냉 동안 입자 성장에 의해 26μm(ASTM No. 7)로 나타났으며 [E], [F]부위는 많은 변형에 의해 재결정이 100% 발생하였으며 단조 전 온도가 1073℃에서 단조 후 온도가 1090℃이므로 변형열에 의해 온도가 17℃정도 상승하였으며 단조 후 평균 입자 크기가 16μm에서 공냉 동안 입자 성장에 의해 21μm(ASTM No. 8)로 나타났으며 표면부위이므로 빠른 냉각에 의해 입자 성장이 적게 발생하였다.

이상의 결과에서 다음과 같은 최적 단조 조건을 정의할 수 있다.

- 밸브 내·외부의 변형률을 증가시키기 위해서 예비 형상 직경이 밸브 최대 직경의 0.5배 이하가 되어야 하며, 예비 형상 직경에 비해 성형되는 높이가 3배 이하가 되어야 한다.
- 소재의 가열과 단조 공정에서 입자가 성장하지 않도록 가열 온도를 1080℃ 이하가 적당하다.
- 단조 전까지 소재 온도가 전영역에 있어 균일해야 한다.
- 단조 과정에서 변형이 많은 부위에서는 변형열에 의해 내부 온도가 증가하고 잘 냉각되지 않기 때문에 입자가 성장하지 못하도록 급냉이 요구된다.

Table 19 Thermo-mechanical processing and parameters for FE simulation (90MC valve, hydraulic press forging)

Item	Value	Unit
Workpiece heating in furnace	1080	°C
Air cooling after heating	50	sec
Close die forging by hydraulic press	10	mm/sec
Air cooling after forging	300	sec
Friction factor	0.1	-
Initial temperature of die	450	°C
Room temperature	20	°C
Thermal conductivity of workpiece	Reference Table 15	N/sec°C
Thermal conductivity of die	Reference Table 16	N/sec°C
Heat capacity of workpiece	Reference Table 15	N/mm <sup>2</sup> °C
Heat capacity of die	Reference Table 16	N/mm <sup>2</sup> °C
Convection coefficient	0.02	N/mm sec °C
Lubricant heat transfer coefficient	0.2	N/mm sec °C
Emissivity	0.6	-

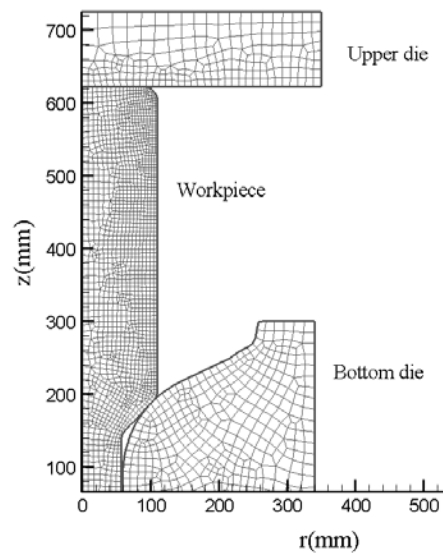


Fig. 47 Initial finite element shape for the simulation (90MC valve, hydraulic press forging)

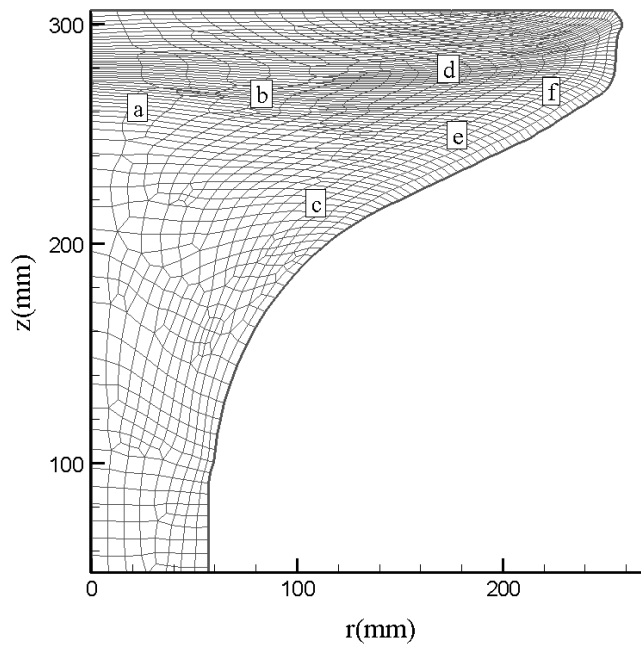
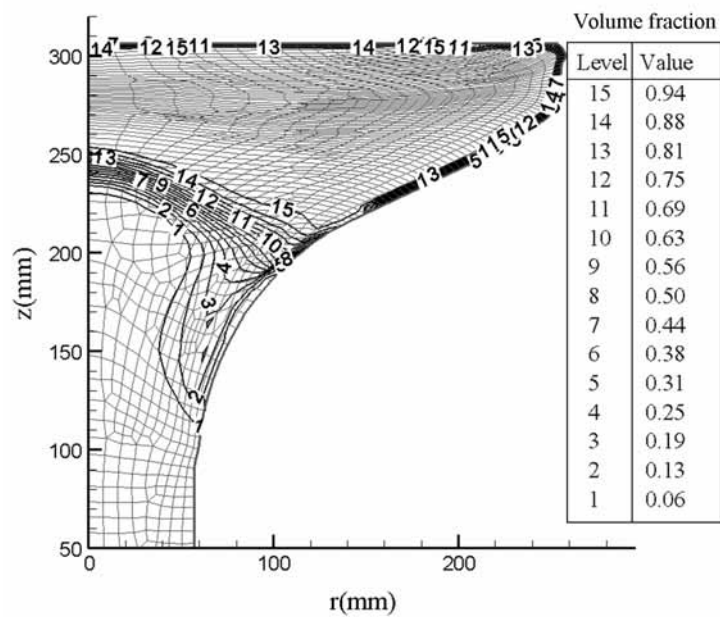
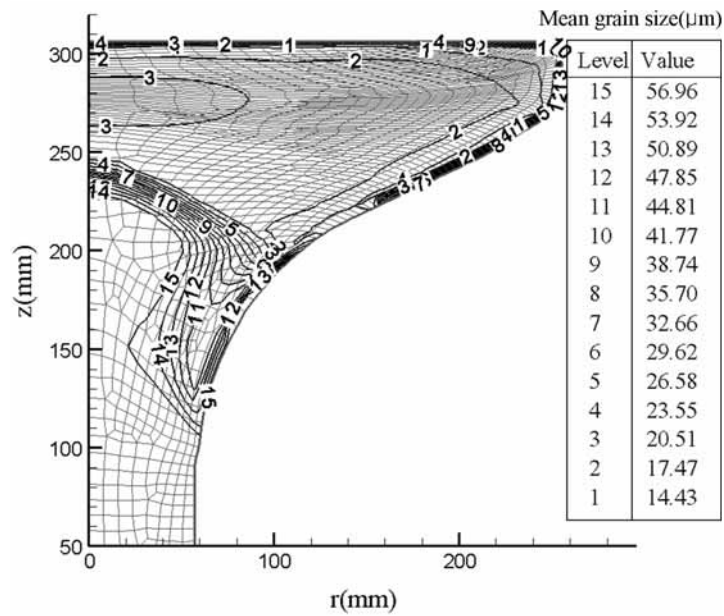


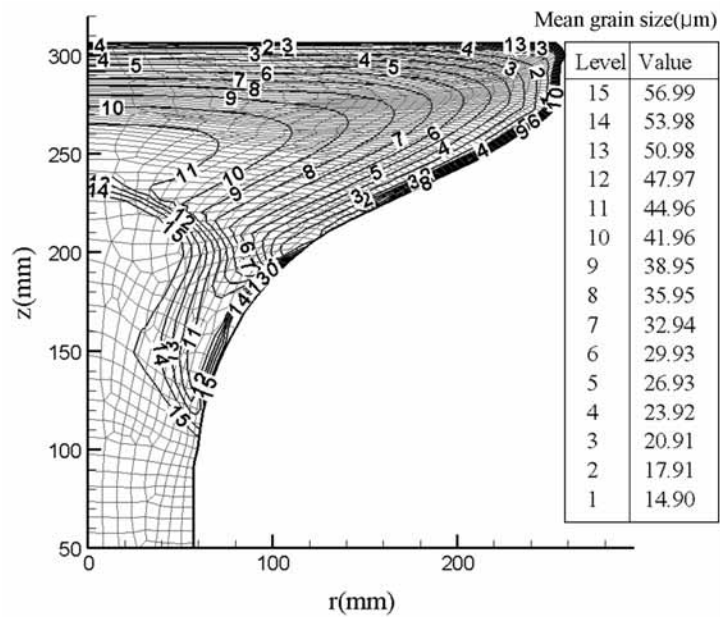
Fig. 48 Inspection positions at the section of exhaust valve head (90MC)



(a) distribution of recrystallized volume fraction after forging

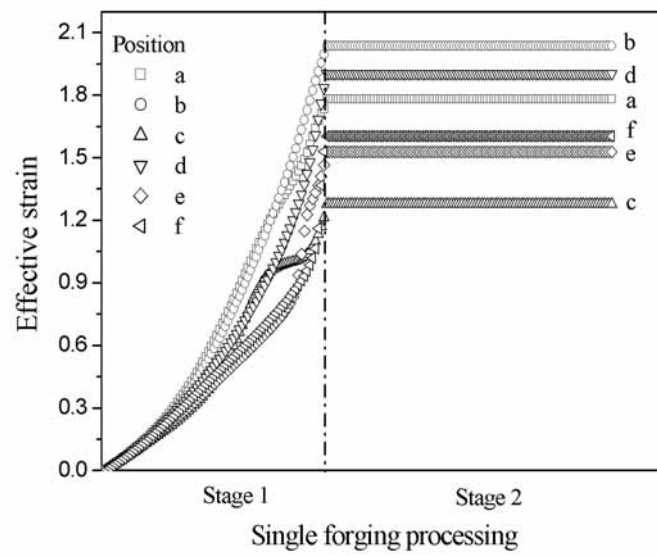


(b) distribution of mean grain size after forging

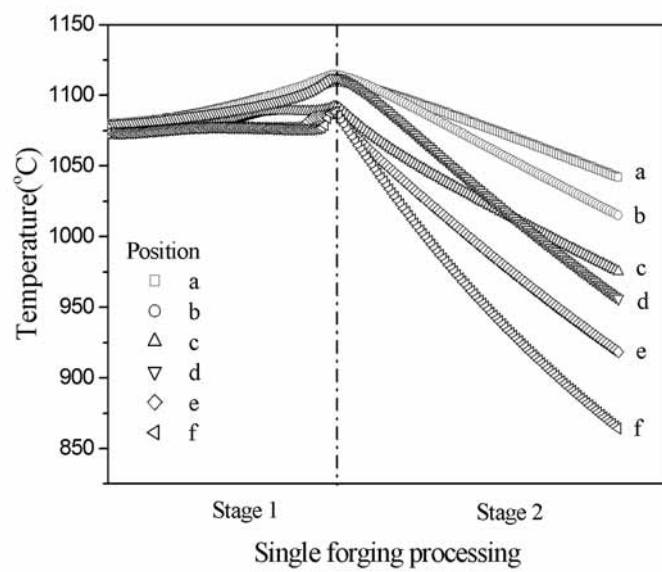


(c) distribution of mean grain size after air cooling during 300sec

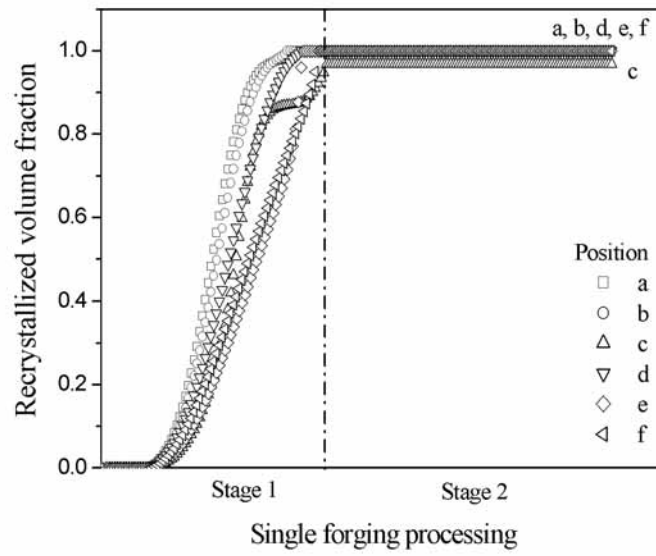
Fig. 49 FE simulation results of 90MC exhaust valve forging using hydraulic press



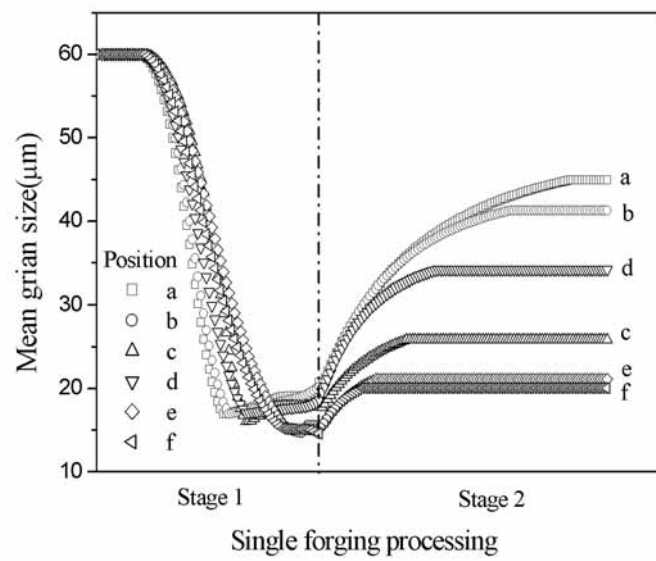
(a) distribution of effective strain



(b) distribution of temperature



(c) distribution of recrystallized volume fraction



(d) distribution of mean grain size

Fig. 50 FE simulation results of 90MC valve single forging processing at various locations (Stage 1: forging, Stage 2: 300sec air cooling)

## 5. 결론

초내열합금 Nimonic 80A의 열간 변형동안 미세조직 변화를 연구하기 위해 기초 실험을 실시하여 동적 재결정, 입자 성장을 관찰하였고, 미세조직 거동의 수학적 모델링에 열점소성 유한요소법을 적용하여 시뮬레이션 한 결과를 실험에서 얻은 값과 비교하였으며 아래와 같은 결론을 얻었다.

(1) 공정 변수인 변형률, 온도, 변형률 속도를 고려하여 고온 압축실험을 수행하였고 고온 유동곡선과 동적 재결정, 동적 재결정 분율, 입자 성장의 미세조직 변화 현상을 관찰하였다.

(2) Nimonic 80A의 고온 유동곡선, 동적 재결정, 동적 재결정 분율, 입자 성장의 현상을 수학적 모델링을 하였고 수식은 다음과 같다.

$$D_{\text{dyn}} = 1.2 \times 10^7 \dot{\epsilon}^{-0.08} \left[ \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{-0.36}$$

$$X_{\text{dyn}} = 1 - \exp \left[ -0.693 \left( \frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}} \right)^{2.0} \right]$$

$$\epsilon_{0.5} = 10^{-4} D_0^{0.3} \dot{\epsilon}^{0.1} \left[ \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{0.2}$$

$$D^2 = D_0^2 + 1.4 \times 10^{17} t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

(3) 고온 변형에서 동적 재결정 입자 크기와 입자 성장에 의한 입자 크기는 Zener-Hollomon 파라미터가 작을수록, 즉 온도가 높고 변형률 속도가 낮을수록 증가하였고, 변형률이 많고 온도가 높을수록 재결정 분율은 증가하였



다.

- (4) 수치해석적인 방법으로 미세조직 예측을 위해 Nimonic 80A의 미세조직 변화 현상에 대한 수학적 모델을 열점소성 유한요소법에 적용하여 시뮬레이션을 수행하였고, 실제품 실험 결과와 잘 일치하였다.
- (5) 단조 공정 시뮬레이션에 의해 미세조직 변화를 고찰하여 최적의 단조 조건을 구할 수 있었다. Nimonic 80A의 열간 변형동안 미세한 조직(ASTM No. 4 이상)을 얻기 위해선 공정변수인 온도, 변형률, 변형률 속도의 적절한 조절이 필요하다. 성형 온도 범위는 1080-1120℃, 변형률은 1.5-2.0, 변형률 속도는 1/sec가 가장 적합함을 알 수 있었다.
- (6) 밸브 내·외부의 변형률을 증가시키기 위해서 예비 형상 직경이 밸브 최대 직경의 0.5배 이하가 되어야 하며, 예비 형상 직경에 비해 성형되는 높이가 3배 이하가 되어야 한다. 또한 단조 과정에서 변형이 많은 중심부위에서는 변형열에 의해 내부 온도가 증가하고, 대형밸브의 경우에는 잘 냉각되지 않기 때문에 입자가 성장한다. 따라서 입자 성장을 방지하기 위해 급냉이 요구된다.

## 참고문헌

- [1] C.M. Sellars, "The physical metallurgy of hot working" International Conference on Hot Working and Forming Process, University of Sheffield, 1979, pp. 3-47.
- [2] C.M. Sellars and J.A. Whiteman, "Recrystallization and grain growth in hot rolling", Metal Science, 13, 1979, pp. 187-194.
- [3] C.M. Sellars, "Modelling microstructural development during hot rolling", Materials Science and Technology, Vol. 6, 1990, pp. 1072-1081.
- [4] John H. Beynon and C. Michael Sellars, "Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling", ISIJ International, Vol. 32, No. 3, 1992, pp. 359-367.
- [5] A. Laasraoui and J.J. Jonas, "Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates", Metallurgical Transactions, Vol. 22A, 1990, pp. 1545-1558
- [6] K. P. Rao and E. B. Hawbolt, "Development of constitutive relationships using compression testing of a medium carbon steel", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 114, 1992, pp. 116-123.
- [7] S.F. Medina and C.A. Hernandez, "General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels", Acta Mater, Vol. 44, No. 1, 1996, pp. 137-148.
- [8] S.F. Medina and C.A. Hernandez, "The influence of chemical composition on peak strain of deformed austenite in low alloy and microalloyed steels", Acta Mater, Vol. 44, No. 1, 1996, pp. 149-154.
- [9] C.A. Hernandez, S.F. Medina and J. Ruiz, "Modelling austenite flow curves in

- low alloy and microalloyed steels", *Acta Mater*, Vol. 44, No. 1, 1996, pp. 155-163.
- [10] S.F. Medina and C.A. Hernandez, "Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steels", *Acta Mater*, Vol. 44, No. 1, 1996, pp. 165-171.
- [11] D.R. Barraclough, "Hot working and recrystallization of a stainless and a low alloy steel", Ph. D. dissertation, University of Sheffield, 1974.
- [12] D.R. Barraclough, C.M. Sellars, "Static recrystallization and restoration after hot deformation of TYPE 304 stainless steel", *Metal Science*, 1979, pp. 257-267.
- [13] D.J. Towle, T. Gladman, "Recrystallization of austenitic stainless steels after hot rolling", *Metal Science*, 1979, pp. 246-256.
- [14] N.D. Ryan, H.J. McQueen, "Dynamic softening mechanism in 304 austenitic stainless steel", *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 29, No. 2, 1990, pp. 147-162.
- [15] 김교성, 권오준, "열간가공된 STS304 스테인레스강에서의 재결정 거동과 제어 압연조건", *연구기보*, Vol. 4, No. 4, 1990, pp. 46-54.
- [16] S. Venugopal, S.L. Manman, Y.V.R.K. Prasad, "Optimization of hot workability in stainless steel-type AISI 304L using processing maps", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 23A, 1992, pp. 3093-3103.
- [17] S. Venugopal, S.L. Manman, Y.V.R.K. Prasad, "On the modelling of grain size during hot working of stainless steels type AISI 304 and 316", *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 16, 1997, pp. 137-142.
- [18] D. Zhao, S. Tangrila, M. Thirukkonda, K. G. Anand, and K. C. Bearden "Flow behavior and critical strain for dynamic recrystallization in HY-100 Steel", *37TH MWSP CONF. PROC. ISS*, Vol. XXXIII, 1996, pp. 669-679.

- [19] W.P. Sun and E.B. Hawbolt, "Comparison between static and metadynamic recrystallization - An application to the hot rolling of steels", ISIJ International, Vol. 37, No. 10, 1997, pp. 1000-1009.
- [20] 한형기, 김성일, 정태성, 유연철, "SCM 440 강재의 정적 및 준동적 연화에 미치는 공정 변수의 영향", 한국소성가공학회지, Vol. 9, No. 1, 2000, pp. 80-87.
- [21] Imao Tamura, "Some fundamental steps in thermomechanical processing of steels", Transactions ISIJ, Vol. 27, 1987, pp. 763-779.
- [22] M. Pietrzyk, Z. Kedzierski, J.G. Lenard, "Finite element simulation of mechanical, thermal and structural phenomenon in the hot rolling process", Numerical methods in industrial forming processes, ISBN 90 54 10 087, 1992, pp. 749-754.
- [23] H.J. McQueen, "Metal forming: Industrial, mechanical computational and microstructural", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 37, 1993, pp. 3-36.
- [24] D. G. Martin, "Computer simulation of recrystallization and grain growth", Materials Science and Technology, Vol. 10, 1994, pp. 855-861
- [25] 박우진, 이경종, 권오준, 황상무, "열간단조공정중 강의 재결정거동 유한요소해석", 한국소성가공학회지, Vol. 5, No. 4, 1996, pp. 305-319.
- [26] 조현중, 김낙수, "열간압연시 미세조직 예측을 위한 유한요소모델", 한국정밀공학학회지, Vol. 14, No. 9, 1997, pp. 90-100.
- [27] J.R. Cho, W.B. Bae, W.J. Hwang, "A study of the hot deformation behaviour and dynamic recrystallization of Al-5wt.%Mg alloy", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 118, 2001, pp. 356-361.
- [28] 권영표, 조종래, 이성열, "스테인레스 304의 열간 동적재결정과 미세조직 예측", 한국소성가공학회 2000년도 춘계학술대회 논문집, 2000, pp. 25-28.

- [29] 정호승, 조종래, 차도진, 배원병, "금형강의 동적 및 정적 재결정 거동과 미세조직 변화 예측에 관한 연구", 한국소성가공학회지, Vol. 10, No. 4, 2001, pp. 338- 346.
- [30] J.M. Zhang, Z.Y. Gao, J.Y. Zhuang, Z.Y. Zhong, "Modeling of grain size in superalloy IN718 during hot deformation", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 88, 1999, pp. 244-250.
- [31] J.M. Zhang, Z.Y. Gao, J.Y. Zhuang, Z.Y. Zhong, "Grain growth model of IN718 during holding period after hot deformation", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 101, 2000, pp. 25-30.
- [32] S.C. Medeiros, Y.V.R.K. Prasad, W.G. Frazier, R. Srinivasan, "Microstructural modeling of metadynamic recrystallization in hot working of IN 718 superalloy", Materials Science and Engineering, A293, 2000, pp. 198-207.
- [33] S.M. Roberts, C.A. Walsh, R.C. Reed, C.A. Dandre, J.P. Lewis, R.W. Evans, "Nickel-base superalloy forging for gas turbine applications: Process model, mmicrostructural model and validation", Metal Forming 2000, ISBN 90-5809-157-0
- [34] 염종택, 박노광, "해머 단조된 Alloy 718 디스크의 결정립 분포 해석", 한국소성가공학회지, Vol. 6, No. 3, 1997, pp. 250-256.
- [35] 최민식, 강범수, 염종택, 박노광, "유한요소법을 이용한 Inconel 718의 열간단조공정시 동적 재결정거동 예측", 한국소성가공학회지, Vol. 35, No. 6, 1998, pp. 197-206.
- [36] 염종택, "유한요소법을 이용한 단조공정시 조직예측기법의 적용 사례", 단조심포지엄, 2001.
- [37] N.K. Park, I.S. Kim, Y.S. Na, J.T. Yeom, "Hot forging of a nickel-base superalloy, Journal of Materials Processing Technology", 111, 2001, pp. 98-102.
- [38] N. Srinivasan, Y.V.R.K. Prasad, "Hot working characteristics of nimonic 75,

- 80A and 90 superalloys: a comparison using processing maps", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 51, 1995, pp. 171-192.
- [39] 나영상, 김인수, 손성만, 박노광, "단조용 초내열합금, Nimonic 80A의 시효 처리에 따른 석출거동 연구", *대한금속학회지*, Vol. 37, Np. 1, 1999, pp. 7-12
- [40] Baohui Tian, Gerald A. Zickler, Christoph Lind and Oskar Paris, "Local microstructure and its influence on precipitation behavior in hot deformed Nimonic 80a", *Acta Materialia*, Volume 51, 2003, pp. 4149-4160.
- [41] Baohui Tian, Christoph Lind, Erhard Schafner and Oskar Paris, "Evolution of microstructures during dynamic recrystallization and dynamic recovery in hot deformed Nimonic 80a", *Materials Science and Engineering A*, Volume 367, 2004, pp. 198-204.
- [42] 왕지석, 박태인, "전기 업셋팅 가공시의 열탄소성 해석에 관한 연구", *한국박용기관학회지*, Vol. 18, No. 4, 1994, pp. 423-430.
- [43] 이홍수, "축대칭 전기업셋단조 공정의 유한요소 해석", *창원대학교 석사학위논문*, 1994.
- [44] 조민수, "대형 디젤엔진 배기밸브의 전기업셋팅 공정 해석에 대한 연구", *한국해양대학교 석사학위논문*, 2004.
- [45] 강범수, 최민식, 배진영, 박노광, "초내열합금 밸브의 성형공정 설계 및 미세조직 분석" *한국소성가공학회 96추계학술대회 논문집*, 1996, pp. 99-104
- [46] D.K Kim, D.Y. Kim, S.H Ryu, D.J Kim, "Application of nimonic 80A to the forging of an exhaust valve head", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 113, 2001, pp. 148-152.
- [47] 박종진, 황한섭, 이상주, 홍승찬, 임성환, 이경섭, 이경중, "로워암 커넥터 열간단조 공정의 유한요소해석 및 미세조직 예측", *대한기계학회논문집 A 권*, Vol. 27, No. 7, 2003, pp. 1243-1250.

- [48] N. Bontcheva and G. Petzov, "Microstructure evolution during metal forming processes", Computational Materials Science, Volume 28, 2003, pp. 563-573.
- [49] G. Kugler and R. Turk, "Modeling the dynamic recrystallization under multi-stage hot deformation", Acta Materialia, Volume 52, 2004, pp. 4659-4668.
- [50] Zhou-de Qu, Shi-hong Zhang, "FEM analysis of forming and microstructure and prediction of properties for wayshaft", Materials Processing and Design: Modeling, Simulation and Applications, NUMIFORM 2004, pp. 1737-1741.
- [51] 이승평, "그림으로 설명하는 금속재료", 청호, 1998.
- [52] Richard A. Flinn, Paul K. Trojan, "Engineering materials and their applications", Houghton Mifflin Company, 1990.
- [53] W. Betteridge, D. Sc, F.Inst.P, F.I.M. and J. Heslop, "The nimonic alloys and other nickel-base high-temperature alloys", Edward Arnold, 1974.
- [54] "Special metal catalog".
- [55] F.A. Shunk, "Constitution of binary alloys, McGraw-Hill", New York and London, 1969, pp. 247.
- [56] M. Hansen and K. Anderko, "Constitution of binary alloys", 2nd., McGraw-Hill, New York and London, 1958.
- [57] A. Taylor, Trans. AIME, 206, 1956, pp. 1356.
- [58] D.L. Douglass, "Fundamentals of the reactions between metals and their environment at high temperatures", SAMPE 16th National Symposium, Anaheim, California.
- [59] T.B. Gibbons and B. E. Hopkins, Met. Sci. Jnl., 5, 1971, pp. 233.
- [60] R.F. DECKER, "Steel strengthening mechanisms", Climax Molybdenum Co., Zurich, 1969, pp. 147.
- [61] W.I. Mitcheel, Z. Metall., 57, 1966, pp. 586.
- [62] W. Betteridge and A.W. Franklin, J. Inst. Metals, 85, 1957, pp. 473.

- [63] T. Altan, S.I. Oh and H.L. Gegel, "Metal forming fundamentals and applications", American Society for Metals, 1983.
- [64] S. Kobayashi, S.I. Oh and Altan, "Metal forming and the finite-element method", Oxford University Press, 1989.
- [65] 조종래, "3차원 열간단조의 열-점소성 유한요소해석", 한국과학기술원 박사학위논문, 1993.
- [66] "DEFORM 2D manual", SFTC.
- [67] S.I. Oh, J.P. Tang and A. Badawy, "Finite element mesh rezoning and its applications to metal forming analysis", Advanced Technology of Plasticity, Vol. II, 1984, pp. 1051-1057.
- [68] J.H. Yoon and D.Y. Yang, "A three-dimension rigid-plastic finite element analysis of bevel gear forging by using a remeshing technique", Int. J. Mech. Sci. Vol. 32, No. 4, 1990, pp. 277-291.
- [69] 이상재, 조종래, 배원병, "강소성 유한요소법에서 비압축성조건의 비교 연구", 한국소성학회지, Vol. 8, No. 1, 1999, pp. 47-56.
- [70] X. Ling, P.T. Wang and M.F. Horstemeyer, "Issues in modeling transient behavior of multiple-pass hot rolling process", Materials Processing and Design: Modeling, Simulation and Applications, NUMIFORM 2004, pp. 695-700.
- [71] "MAN B&W Diesel A/S, Quality Specification", 1998



## 감사의 글

항상 자식처럼 또는 후배처럼 다정하게 보살펴 주시는 저의 주례선생님이자 학문적 가르침과 인생의 스승이신 조종래 지도교수님께 진심으로 깊은 감사를 드립니다. 바쁘신 와중에도 논문 심사를 맡아주시고 학부과정부터 석·박사 과정까지 부족한 저에게 많은 전공지식과 삶의 지혜를 가르쳐 주시고 아낌없는 조언을 해주신 왕지석교수님, 정재현 교수님, 이성열 교수님, 최일동 교수님께 대단히 감사드립니다. 또한 기계정보공학부와 기계소재공학부 교수님 모든 분들께 감사드립니다.

학문 연구에 많은 도움과 조언을 주시고 언제나 반가이 맞이해 주신 (주)케이에스피의 임호열사장님, 박희천전무님, 박정일부장님, 채태훈과장님께 깊은 감사드립니다. 정형가공실험실에서 저와 함께 실험실 생활을 한 여러 선·후배님들, 졸업하신 최병욱, 차도진, 김영대, 권영표 선배님들과 후배들인 조은정, 조민수 그리고 동기들인 이봉열, 전재용, 김현철 앞으로 졸업할 김윤환, 김민우, 광기열, 김영환에게 고마움을 표합니다. 함께 있었기에 많이 배웠고 즐거웠으며 많은 추억을 간직합니다. 많은 도움과 언제나 반가이 맞이해 주신 부산대의 컴퓨터원용 성형 실험실의 한정영선배님, 김호윤, 권오혁, 공제석, 김형진, 손정운, 경진씨 등 여러분들에게도 감사를 표합니다. 만나면 항상 즐겁고 반가우며 이야기 벗이 되어준 김창수, 최시강, 서보훈에게 고맙다는 말을 전하고 싶다. 건강하고 잘 살아라.

항상 저의 든든한 배경이 되어 주시고 사랑과 정성으로 길러주신 아버님, 어머님께 진심으로 감사드리며 내내 건강하시기를 기원합니다. 항상 따뜻한 사랑과 격려로 도와주신 우리 장모님, 처형, 처제, 동서, 처남, 형, 누나, 매형, 형수, 조카들에게 감사드립니다. 또한 저를 지켜봐주신 여러 친척분들에게 깊이 감사드립니다.

남편, 아빠로써 부족한 점이 많아서 항상 미안한 마음이 간절합니다. 사랑하는 부인 오현필, 예쁜 딸 정유나 함께 있어 행복합니다. 덕분에 논문 잘 썼습니다. 감사합니다.